



Desenvolvimento de um aço vazado ligado com propriedades não normalizadas para aplicações de elevada exigência mecânica

Joana Maioto Santos

Dissertação realizada no âmbito do curso de Mestrado Integrado em
Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador FEUP: Professor Doutor Carlos Alberto Silva Ribeiro

Orientador da empresa: Engenheiro Carlos Dias

Porto, Setembro de 2015

<i>CANDIDATO</i>	Joana Maioto Santos	<i>Código</i>	201006666
<i>TÍTULO</i>	Desenvolvimento de um aço vazada ligado com propriedades não normalizadas para aplicações de elevada exigência mecânica		
<i>DATA</i>	25 de Setembro de 2015		
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala F103 - 9:00h		
<i>JÚRI</i>	<i>Presidente</i>	Laura Ribeiro	DEMM/FEUP
	<i>Arguente</i>	Jorge Lino	DEM/FEUP
	<i>Orientador</i>	Carlos Alberto Silva Ribeiro	DEMM/FEUP

"I can't change the direction of the wind, but I can adjust my sails to always reach my destination"

- Jimmy Dean

Resumo

O principal objetivo do presente trabalho foi o estudo das condições de tratamento térmico e ajuste da composição química do banho do aço BL10, de modo a atingir uma dada gama de propriedades mecânicas: 15 J de energia absorvida; 45 dureza *Rockwell C*; 1500 MPa de resistência à tração; 5% de alongamento.

O material em estudo é produzido pela empresa Cruz Martins & Wahl, Lda e denomina-se por aço BL10. Este aço, bem como as propriedades mecânicas acima descritas, não se encontram normalizadas. O aço BL10 é utilizado em condições de elevada exigência, como os bicos de escavadora.

Os tratamentos térmicos aplicados a este aço foram uma normalização, têmpera e revenido. Posteriormente, realizaram-se ensaios mecânicos e análise metalográfica, de forma a conhecer a variação das propriedades mecânicas e da microestrutura. Após a realização dos primeiros ensaios mecânicos, o teor em carbono e níquel deste aço foi modificado, com o intuito de estudar as respostas destes elementos aos tratamentos térmicos e, por consequência, a sua influência nas propriedades mecânicas.

O tratamento térmico que se revelou mais eficaz para atingir as propriedades do objetivo foram austenitizar a 900 °C, seguido de arrefecimento rápido em água e revenido a 370 °C com arrefecimento calmo ao ar. As propriedades obtidas com este tratamento térmico foram: 14 J de energia absorvida; 42 dureza *Rockwell C*; 1423 MPa de resistência à tração e 4,5% de alongamento.

Palavras - chave

Aço vazado de baixa liga; aço BL10; tratamentos térmicos; elementos de liga; microestrutura; propriedades mecânicas.

Abstract

The purpose of this work was to study the heat treatment and adjust the chemical composition of the steel BL10, in order to achieve a group of specific mechanical properties: 15 J of absorbed energy; 42 Rockwell C hardness; 1500 MPa tensile strength; 5% of elongation.

The material in study is produced by Cruz Martins & Wahl, Lda and it is known as BL10 steel. This steel, as well mechanical properties, weren't normalized. The steel BL10 is used in high exigency conditions.

The heat treatments applied to this steel were one normalizing, quenching and tempering. Posteriorly, were performed mechanical tests and metallographic analysis, to be able to know the variation of mechanical properties and microstructure. After the completion of the first mechanical tests, the carbon and nickel content of this steel was modified, in order to study the responses of these elements to heat treatments and, therefore, its influence on the mechanical properties.

The heat treatment which proved to be more efficient as to achieve the desired mechanical properties was a 900 °C austenitizing temperature, followed by water cooling and tempering at 370 °C with a calm air cooling. This heat treatment resulted in the following properties: 14 J of absorbed energy; 42 Rockwell C hardness; 1423 MPa tensile strength and 4,5% of elongation.

Keywords

Low alloy cast steel; BL10 steel; heat treatments; alloying elements; microstructure; mechanical properties.

Agradecimentos

Em primeiro lugar, gostaria de agradecer ao professor Carlos Alberto Silva Ribeiro por ter aceitado ser meu orientador e por todo o apoio, disponibilidade e preocupação que me ofereceu ao longo da dissertação.

À Cruz Martins & Wahl, Lda e a todos os seus colaboradores, em especial ao Engenheiro Carlos Dias e Engenheiro Gonçalo Vieira, por todo o apoio, ajuda e disponibilidade ao longo deste período.

A todos os professores e funcionários do DEMM, em particular ao Sr. Ramiro, pela sua ajuda incansável durante o semestre.

A todos os meus amigos, que de uma forma ou de outra, ajudaram-me e tornaram-me na pessoa que sou hoje.

À Inês e à sua grande paciência, que sempre me apoiou em todos os momentos.

À Helena Margarida por ter sido uma excelente ouvinte durante todo o processo.

Ao Cristiano pela paciência, compreensão e pelo ânimo que me transmitiu.

Por último, mas não menos importante, aos meus pais, Lúcia e Antero, a quem devo tudo, e à minha irmã Rita.

Índice geral

Resumo.....	i
Palavras - chave	i
Abstract.....	ii
Keywords	ii
Agradecimentos	iii
Índice de figuras	vi
Índice de tabelas	ix
Lista de siglas e abreviaturas	x
Lista de símbolos químicos.....	xi
1. Introdução	1
1.1. Enquadramento e objetivos	1
1.2. Apresentação da Cruz Martins & Wahl, Lda	2
2. Aços vazados.....	3
2.1. Elementos de liga e as propriedades mecânicas	5
2.2. Aço em estudo - BL10	6
3. Tratamentos térmicos.....	7
3.1. Normalização	7
3.2. Têmpera.....	8
3.2.1. Temperabilidade	9
3.2.2. Propriedades da martensite	10
3.3. Revenido	11
3.3.1. Mudanças estruturais durante o revenido	12
3.3.2. Efeito dos elementos de liga no revenido	13
3.3.3. Revenidos sucessivos	15
4. Materiais e Procedimento experimental	16
4.1. Material e vazamento	16
4.2. Tratamentos térmicos.....	18
4.2.1. Liga B	19
4.2.2. Ligas C, D, E, F, G e H.....	20
4.2.3. Duplo revenido	20
4.3. Preparação metalográfica	21
4.4. Ensaio de tração	22

4.5. Ensaio de resiliência <i>Charpy</i>	22
4.6. Ensaio de dureza <i>Rockwell C</i>	22
4.7. Microscopia eletrônica de varrimento	22
5. Análise e discussão dos resultados	23
5.1. Bruto de vazamento	23
5.2. Tratamentos térmicos	24
5.2.1. Liga B	24
5.2.2. Ligas C, D, E, F, G e H.....	40
5.3. Microscopia eletrônica de varrimento	50
5.3.1. Liga B	50
5.3.2. Ligas C e H	54
6. Conclusões	56
7. Sugestões para futuros trabalhos	57
8. Referências bibliográficas	58
9. Anexos	60
9.1. Anexo A.....	60
9.2. Anexo B - Ensaio mecânicos	61
9.3. Anexo C - Microscopia eletrônica de varrimento	63
9.3.1. Liga B	63
9.3.2. Liga C	64
9.3.3. Liga H.....	64

Índice de figuras

Figura 1: Propriedades mecânicas dos aços não ligados em função do teor de carbono e dos tratamentos térmicos mencionados: a) Tensão limite convencional de proporcionalidade e alongamento. b) Energia absorvida no ensaio de Charpy com entalhe em V. c) Dureza Brinell [5].	4
Figura 2: a) Intervalo de temperaturas para o tratamento térmico de normalização para um aço com 0,20 %C. b) Esquema do ciclo térmico aconselhado para o tratamento térmico de normalização. [13]	7
Figura 3: a) Diagrama de transformação isotérmico do aço BL10 para uma temperatura de austenitização de 920 °C. [14]. b) Dureza de um aço em função do teor de carbono para estruturas martensítica, perlítica e com carbonetos globulizadas. A zona a tracejado representa a influência da austenite residual [2]......	9
Figura 4: Influência do teor em carbono e do tamanho de grão ASTM na temperabilidade de aços-carbono [8].	10
Figura 5: Efeito da percentagem de martensite e do teor de carbono na dureza obtida após têmpera [8].	11
Figura 6: Influência da temperatura de revenido: a) sobre a dureza em função do teor de carbono. b) sobre a resistência ao impacto de aços de médio carbono, de baixa liga e temperados. A temperatura do revenido apresenta-se em Fahrenheit [2]......	13
Figura 7: Retardamento do amaciamento e endurecimento secundário durante o revenido de aços com diferentes teores em Mo [2].	14
Figura 8: Modelo 3D dos fundidos retirados de cada moldação após vazamento.	16
Figura 9: a) Moldações utilizadas no vazamento da liga B; b) As mesmas moldações após vazamento.....	17
Figura 10: Microestruturas do bruto de vazamento das ligas B a G. Ataque com nital 4%.	23
Figura 11: Microestrutura do bruto de vazamento da liga H. Ataque com nital 4%. ..	24
Figura 12: Microestrutura do aço BL10 (liga B) após normalização a 920 °C durante 180 minutos, com arrefecimento ao ar. Ataque com nital a 4%.	24
Figura 13: Microestrutura do aço BL10 (liga B) após austenitização a 920 °C (1B-T) e 900 °C (7B-T) seguido de têmpera em água. Ataque com reagente Villela.	25
Figura 14: Microestruturas do aço BL10 (liga B) após austenitização a 920 e 900 °C, sujeitas tratamento térmico de revenido simples a diferentes temperaturas: 1B e 7B - 370 °C; 2B e 8B - 450 °C; 3B - 500 °C; 4B - 620 °C. Ataque com nital 4%.	26

Figura 15: Microestruturas do aço BL10 (liga B) após austenitização a 900 °C, sujeitas tratamento térmico de revenido simples a diferentes temperaturas: 9B - 500 °C; 10B - 620 °C. Ataque com nital 4%.	27
Figura 16: Microestruturas do aço BL10 (liga B) após austenitização a 920 e 900 °C sujeitas tratamento térmico de duplo revenido a diferentes temperaturas: 5B e 11B - primeiro revenido a 500 °C e segundo revenido a 475 °C; 6B e 12B - primeiro revenido a 620 °C e segundo revenido a 595 °C; 13B - primeiro revenido a 200 °C e segundo revenido a 175 °C; 14B - primeiro revenido a 370 °C e segundo revenido a 345 °C. Ataque com nital 4%.	28
Figura 17: Curvas de revenido para o aço BL10 (liga B), em função da temperatura de austenitização e temperatura de revenido.	29
Figura 18: Curvas de revenido para o aço BL10 (liga B), em função da temperatura de austenitização e temperatura de duplo revenido.	29
Figura 19: Energia absorvida à temperatura ambiente (20 °C) em função da temperatura de austenitização e temperatura de revenido do aço BL10 (liga B).	31
Figura 20: Energia absorvida à temperatura ambiente (20 °C) em função da temperatura de austenitização e temperatura de duplo revenido do aço BL10 (liga B).	32
Figura 21: Alongamento do aço BL10 (liga B) em função da temperatura de austenitização e temperatura de revenido.	33
Figura 22: Alongamento do aço BL10 (liga B) em função da temperatura de austenitização e temperatura de duplo revenido.	33
Figura 23: Resistência à tração do aço BL10 (liga B) em função da temperatura de austenitização e temperatura de revenido.	36
Figura 24: Resistência à tração do aço BL10 (liga B) em função da temperatura de austenitização e temperatura de duplo revenido.	36
Figura 25: Energia absorvida em função da dureza Rockwell C para a liga B.	39
Figura 26: Resistência à tração em função do alongamento para a liga B.	39
Figura 27: Microestruturas do aço BL10 modificado (ligas C a H) após normalização a 920 °C, durante 180 minutos.	40
Figura 28: Microestruturas do aço BL10 modificado (ligas C a H) após austenitização a 900 °C seguida de arrefecimento rápido em água. Ataque com nital 4%.	41
Figura 29: Maior detalhe das microestruturas do aço BL10 modificado (ligas C a H) após normalização a 920 °C, durante 180 minutos. Ataque com nital %.	42

Figura 30: Microestruturas do aço BL10 modificado após austenitização a 900 °C e tratamento de revenido a diferentes temperaturas: 1C, 1D e 1E - 370 °C; 2C, 2D e 2E - 500 °C. Temperatura de austenitização: 900 °C. Ataque com nital 4%.	43
Figura 31: Microestruturas do aço BL10 modificado após austenitização a 900 °C e tratamento de revenido a diferentes temperaturas: 1F, 1G e 1H - 370 °C; 2F, 2G e 2H - 500 °C. Temperatura de austenitização: 900 °C. Ataque com nital 4%.	44
Figura 32: Curvas de revenido para o aço BL10 modificado (ligas C, E e G), em função do teor em carbono e da temperatura de revenido. Temperatura de austenitização: 900 °C.....	45
Figura 33: Curvas de revenido para o aço BL10 modificado (ligas D, F e H), em função do teor em carbono e da temperatura de revenido. Temperatura de austenitização: 900 °C.....	45
Figura 34: Energia absorvida à temperatura ambiente (20 °C) do aço BL10 modificado (ligas C a H).	47
Figura 35: Alongamento do aço BL10 modificado (ligas C a G).	48
Figura 36: Resistência à tração do aço BL10 modificado (ligas C a G).	49
Figura 37: Inclusões no bruto de vazamento da liga B. Imagens obtidas por MEV, a partir de eletrões retrodifundidos. As inclusões estão identificadas por zonas (Z).	50
Figura 38: Inclusões na liga B após tratamento térmico (7B). Imagens obtidas por MEV, a partir de eletrões retrodifundidos. As inclusões estão identificadas por zonas (Z).	51
Figura 39: Representação geral das inclusões na matriz no bruto de vazamento e após tratamento térmico da liga B. Imagens obtidas por MEV, a partir de eletrões retrodifundidos.	52
Figura 40: Imagens da superfície de fratura do provete 3B.....	53
Figura 41: Imagens da superfície de fratura do provete 9B.....	54
Figura 42: Inclusões do bruto de vazamento da liga C. Imagens obtidas por MEV, a partir de eletrões retrodifundidos. As inclusões estão identificadas por zonas (Z).	54
Figura 43: Inclusões do bruto de vazamento da liga H. Imagens obtidas por MEV, a partir de eletrões retrodifundidos. As inclusões estão identificadas por zonas (Z).	55
Figura 44: Representação global das inclusões na matriz no bruto de vazamento das ligas C e H. Imagens obtidas por MEV, a partir de eletrões retrodifundidos.	55
Figura A.1: Fluxograma geral de fabrico, controlo, inspeção e ensaio da empresa.....	60

Índice de tabelas

Tabela 1: Composição química do aço BL10 produzido pela CMW.	6
Tabela 2: Composição química da liga B vazada na CMW.	17
Tabela 3: Composição química das ligas C a H vazadas na CMW.	17
Tabela 4: Temperaturas e tempos dos tratamentos térmicos a que a liga B foi sujeita.	19
Tabela 5: Temperaturas e tempos dos tratamentos térmicos a que as ligas C a H foram sujeitas.	20
Tabela 6: Tarugos da liga B sujeitos ao tratamento térmico de duplo revenido.	21
Tabela 7: Ataques químicos utilizados para revelar a microestrutura do aço em estudo. [19]	21
Tabla B.1: Valores obtidos nos ensaios mecânicos dos provetes da liga B.....	61
Tabela B.2: Valores obtidos nos ensaios mecânicos dos provetes das ligas C a H.....	62

Lista de siglas e abreviaturas

A₁ - linha correspondente à temperatura eutectóide, a partir da qual se inicia a transformação da ferrite em austenite

A₃ - linha que separa o campo bifásico “ferrite + austenite” do domínio austenítico no aquecimento

A - alongamento

Al₂O₃ - alumina

BV - bruto de vazamento

CMW - Cruz Martins & Wahl, Lda

DEMM - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Fe₃C - cementite

Fe-C - ligas ferro carbono

MEV - microscopia eletrônica de varrimento

MnS - sulfureto de manganês

M_s - temperatura à qual a austenite começa a transformar-se em martensite

M_f - temperatura à qual a transformação de austenite em martensite está completa

N - normalização

R_m - resistência à tração

R_{p 0,2} - tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2%

TTT - diagrama tempo-temperatura-transformação

T_γ - temperatura de austenitização

TiN - nitreto de titânio

Lista de símbolos químicos

Al - alumínio

Ar - árgon

C - carbono

Ca - cálcio

Cr - crómio

Cu - cobre

Fe - ferro

Mg - magnésio

Mn - manganês

Mo - molibdénio

N - azoto

Nb - nióbio

Ni - níquel

O - oxigénio

P - fósforo

Pb - chumbo

S - enxofre

Si - silício

Ti - titânio

Va - vanádio

W - tungsténio

Zr - zircónio

1. Introdução

1.1. Enquadramento e objetivos

O tema da dissertação realizada foi proposto e desenvolvido em parceria com a Cruz Martins & Wahl, Lda.

A dissertação teve como principal objetivo o estudo das condições de tratamento térmico e ajuste da composição química do banho do aço BL10, de modo a atingir o seguinte conjunto de propriedades mecânicas:

- **Energia absorvida:** 15 J
- **Dureza:** 45 HRC
- **Resistência à tração:** 1500 MPa
- **Alongamento:** 5%

Estas propriedades mecânicas foram definidas internamente pela empresa, para a primeira fase de trabalho. A longo prazo, os objetivos a alcançar seriam:

- **Energia absorvida:** 26 J
- **Dureza:** 52 HRC
- **Resistência à tração:** 1800 MPa
- **Alongamento:** 7%

A conciliação de todas as propriedades requeridas irá impor o maior desafio, uma vez que alcançar uma delas poderá prejudicar uma outra. Ainda assim, seria dada primazia à maximização da resistência à tração, sem, contudo, baixar em demasia o alongamento e a energia absorvida. Estas propriedades mecânicas, bem como o material em questão, não se encontram normalizados. O material em estudo é utilizado em serviço para bicos de escavadora, em condições de elevada exigência, por isso, é de primordial importância conciliar este conjunto de propriedades mecânicas.

A modificação das propriedades mecânicas através do processamento acarreta alterações na microestrutura e, por consequência, as características finais do material serão diferentes. Assim, ao longo deste trabalho, todas as etapas serão abordadas tendo sempre em atenção a relação entre o processamento, a microestrutura e o desempenho em serviço do material.

Tendo em conta o objetivo principal, foram também definidos os objetivos parciais:

- Estabelecer o ciclo térmico adequado para o efeito em questão;
- Estudar a influência do tratamento térmico de têmpera e de revenido na microestrutura e propriedades mecânicas;
- Estabelecer o tratamento térmico que melhor se adequa para alcançar o objetivo;
- Ajustar a composição química do aço base - BL10.

1.2. Apresentação da Cruz Martins & Wahl, Lda

Em 1981 a Cruz Martins & Wahl, Lda foi fundada pelo Engenheiro Cruz Martins, que a apelidou de Cruz Martins & Companhia, Lda. Hoje em dia a Cruz Martins & Wahl, Lda foca-se na produção de uma vasta gama de materiais metálicos, cujo principal objetivo é a resistência ao desgaste e a altas temperaturas. Estes materiais podem ser ferro cinzento e nodular, ferro branco de alta liga, aço inox duplex, bimetálicos, aço austenítico de manganês, aços inoxidáveis, aço ao carbono e de baixa liga e aços refratários [1].

A sua capacidade ultrapassa as 7500 toneladas de fundidos por ano, 80% dos quais são para exportação [1].

O fluxograma geral de fabrico, controlo, inspeção e ensaio da empresa encontra-se ilustrado no anexo A, figura A.1.

2. Aços vazados

O aço é uma liga de ferro, carbono e outros elementos, onde o teor em carbono não ultrapassa os 2% [2].

O aço fundido consiste no vazamento do banho de uma liga metálica numa cavidade de moldação onde o fundido irá solidificar e adquirir a forma exata, sem necessidade de transformação mecânica posterior. A fundição é considerada como a mais flexível de todas as técnicas de conformação, pois consegue-se obter uma grande diversidade de formas e dimensões, a um custo relativamente baixo [3, 4].

No que concerne as propriedades mecânicas, estes aços apresentam valores de tenacidade e resistência à tração razoáveis. Ainda assim, é possível melhorar consideravelmente as propriedades do aço fundido ao tratá-lo termicamente. Como exemplo, estes aços devem ser sujeitos ao tratamento térmico de recozimento ou normalização, de forma a eliminar as possíveis tensões internas e a microestrutura grosseira e dendrítica, o que prejudica as propriedades mecânicas [3, 4].

Os aços para fundição não ligados podem ser classificados de acordo com o seu teor em carbono, que é o principal elemento das ligas Fe-C, em três grandes grupos [5]:

- **Aços de baixo carbono:** $\leq 0,20\% \text{C}$
- **Aços de médio carbono:** 0,20 a 0,50 %C
- **Aços de alto carbono:** $\geq 0,50\% \text{C}$

Os aços não ligados são definidos como os aços que devem as suas propriedades essencialmente ao teor de carbono e cuja composição química, além dos teores correntes nos elementos de elaboração C, S, P, N e O contém quantidades muito pequenas de outros elementos [6, 7]. Com este tipo de aços é possível obter diversas propriedades combinando a composição com os tratamentos térmicos. Algumas propriedades estão representadas na figura 1 [5, 6].

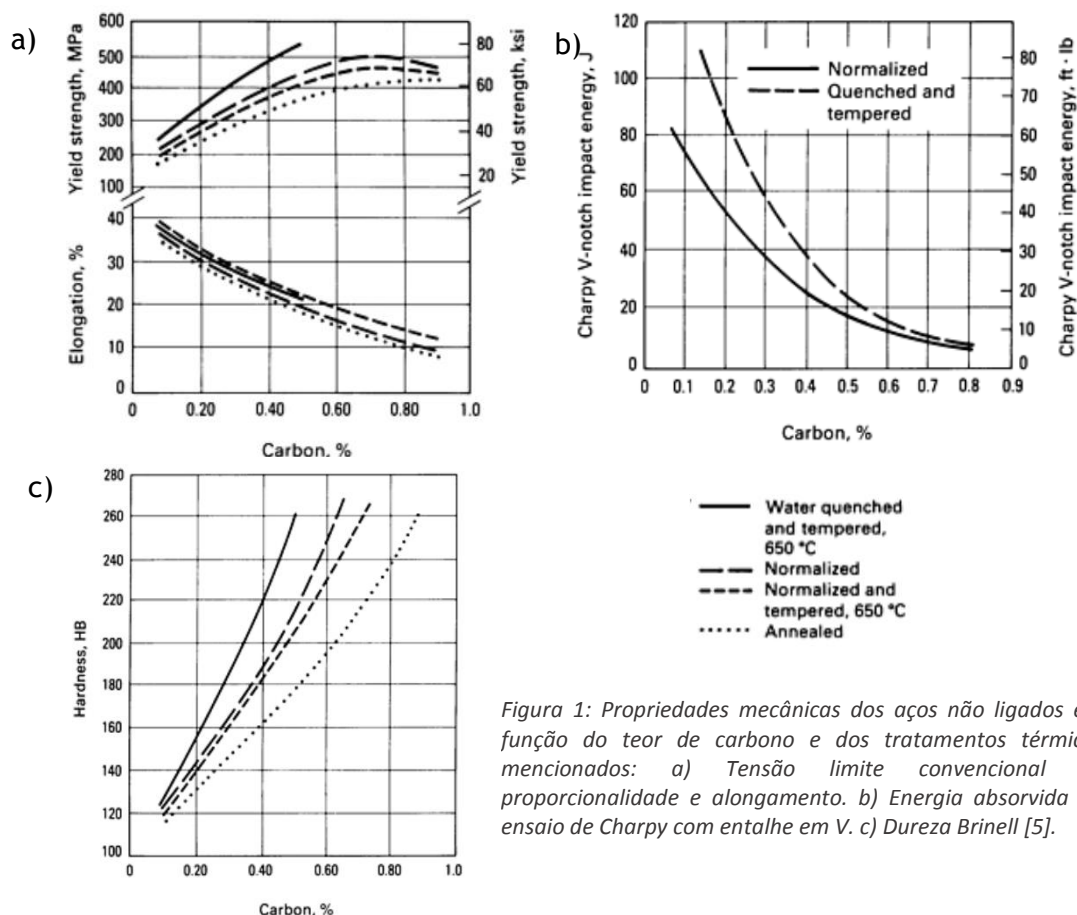


Figura 1: Propriedades mecânicas dos aços não ligados em função do teor de carbono e dos tratamentos térmicos mencionados: a) Tensão limite convencional de proporcionalidade e alongamento. b) Energia absorvida no ensaio de Charpy com entalhe em V. c) Dureza Brinell [5].

No entanto, os aços não ligados apresentavam limitações, não satisfazendo certas propriedades exigidas pela indústria, como por exemplo, a aeronáutica e a automóvel. A pobre temperabilidade destes aços dava origem a microestruturas heterogêneas, tornando necessária a adição de elementos de liga ao banho. Assim, surgiram os aços ligados, onde os elementos de liga adicionados são utilizados para melhorar propriedades mecânicas, tais como a resistência à tração, a resistência química e eletroquímica, o comportamento mecânico a quente e a frio, a resistência ao impacto e a aptidão à maquinagem. Contudo, os aços ligados são mais complexos de produzir e de tratar termicamente, o que os torna mais dispendiosos em relação aos aços não ligados [7-9].

Esta classe de aços divide-se em fraca ou fortemente ligados, dependendo se o teor total de liga é inferior ou superior a 8%, respetivamente [3, 6].

2.1. Elementos de liga e as propriedades mecânicas

Os elementos de liga são necessários quando é exigido um aço com certas características. Por isso, torna-se de primordial importância conhecer exhaustivamente a influência dos elementos de adição sobre as propriedades mecânicas. Ao longo desta secção será apresentado um resumo da influência dos principais elementos de liga do aço em estudo - BL10 - sobre as propriedades mecânicas.

Silício

Endurece a ferrite, estabiliza a austenite metaestável, promove o crescimento do grão austenítico e melhora ligeiramente a temperabilidade. Elevados teores de silício minimizam a fissuração de têmpera e favorecem o endurecimento secundário. No caso de aços com baixo teor em carbono aumenta a resistência à tração e o limite de elasticidade (devido ao endurecimento da ferrite por solução sólida), diminui a estrição e resiliência. A ductilidade diminui para teores superiores a 2,5% [7, 10].

Manganês

Importante estabilizador da cementite e da austenite, sendo, por isso, um dos elementos mais utilizados para melhorar a temperabilidade. Em aços com baixo teor em carbono a sua dissolução na matriz provoca um aumento na dureza, resistência à tração, e por consequência, diminui a ductilidade [7, 11]. Tem também um papel importante como dessulfurante dado que tem grande tendência para se ligar ao enxofre, formando sulfureto de manganês [7].

Crómio

Como retarda a transformação da austenite, aumenta de forma significativa a temperabilidade. É fortemente carburígeno (grande afinidade com o carbono) e dá lugar a carbonetos mais duros que a cementite, com diversas composições consoante o seu teor. Um teor até 2% dá origem a uma cementite com crómio $(FeCr)_3C$. O crómio pode aumentar a resistência ao desgaste, bem como a tenacidade do aço [7, 10, 11].

Molibdênio

Contribui significativamente para o aumento da temperabilidade, uma vez que retarda a transformação da austenite. Produz um forte endurecimento secundário durante o revenido a altas temperaturas e, por consequência, aumenta a resistência mecânica. Confere aos aços propriedades tais como boa resistência à tração, alta tenacidade e boa ductilidade [7, 10, 11].

Titânio

Aumenta sensivelmente a resistência à fluência e reduz a dureza da martensite, devido à elevada afinidade entre o titânio e o carbono. Assim, estes dois elementos de liga formam o carboneto de titânio, o que leva a uma diminuição do teor de carbono na martensite [7, 10, 11]. A adição de Ti refina os grãos de austenite primários [12].

Níquel

Para percentagens inferiores a 5%, endurece a ferrite, aumentando a resistência do aço. É usado em aços de baixa liga para melhorar a tenacidade e temperabilidade. Também melhora a resistência ao choque e prejudica o alongamento [7, 10, 11].

2.2. Aço em estudo - BL10

O aço ao carbono e de baixa liga estudado ao longo deste trabalho foi o aço BL10, cuja utilização é para bicos de escavadora em condições de elevada exigência mecânica. A composição química deste material foi definida pela CMW para dar resposta à aplicação em causa. Este aço não se encontra normalizado. A composição química do aço BL10 está representada na tabela 1.

Tabela 1: Composição química do aço BL10 produzido pela CMW.

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni
0,20/0,25	1,40/1,60	1,20/1,50	<0,025	<0,025	1,25/1,50	0,18/0,22	0,40/0,60

3. Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos consistem num conjunto de operações de aquecimento e arrefecimento, em condições controladas, que têm como principal objetivo alterar as propriedades mecânicas como a dureza, ductilidade, resistência mecânica e resistência ao impacto, estando, contudo, estas propriedades intimamente relacionadas. A microestrutura dos aços também varia de acordo com o tratamento térmico aplicado [5].

3.1. Normalização

Para aços hipoeutectóides, a normalização consiste no aquecimento das peças a temperaturas de 25 a 50 °C acima da temperatura crítica de transformação A_{c3} , de modo a ocorrer a austenitização total sem crescimento de grão (figura 2-a). A duração da permanência da peça a esta temperatura deve ter em consideração a parte mais espessa da peça e é recomendável que seja de meia hora por polegada, com um mínimo de 15 minutos. Após o tempo de estágio, a peça deve ser arrefecida ao ar. Para este tratamento encontra-se esquematizado um exemplo de um ciclo térmico na figura 2-b [3, 7, 9, 13].

O tratamento de normalização é extensamente utilizado para afinar o grão, eliminar ou atenuar tensões residuais, homogeneizar a composição química e ainda eliminar a estrutura dendrítica, que é típica do estado de bruto de vazamento [7, 9].

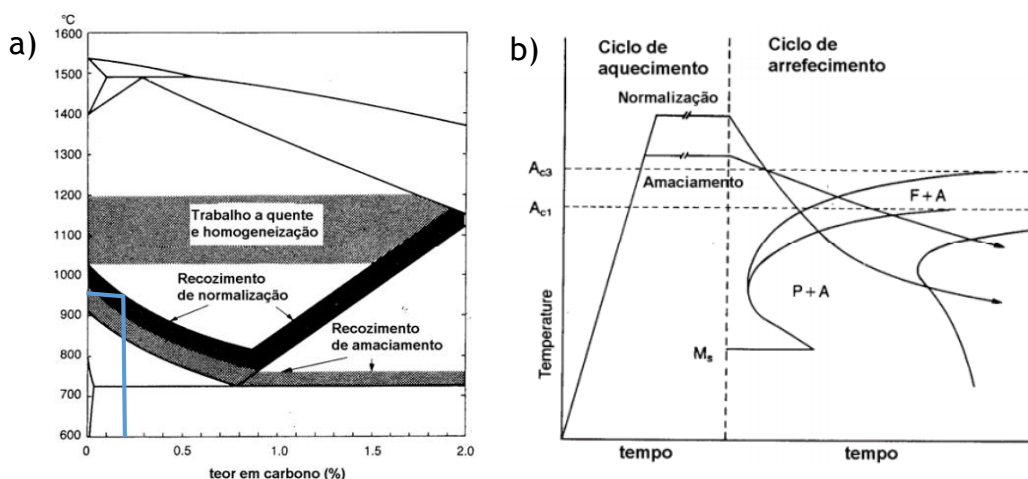


Figura 2: a) Intervalo de temperaturas para o tratamento térmico de normalização para um aço com 0,20 %C. b) Esquema do ciclo térmico aconselhado para o tratamento térmico de normalização [13].

3.2. Têmpera

A realização do tratamento térmico de têmpera centra-se no aquecimento do aço a uma temperatura cerca de 50 °C acima de A_{c3} , seguido de um estágio para que a austenitização do aço seja total. A duração do estágio deve ser de meia hora por polegada, com um tempo mínimo de 15 minutos [2, 5, 9].

A velocidade a partir da qual se evita a transformação da austenite no domínio perlítico - velocidade crítica de têmpera - é aquela que passa à esquerda do cotovelo do diagrama de transformação isotérmica TTT. A lei de arrefecimento deve ser a mais lenta capaz de formar uma microestrutura com um mínimo de 50% de martensite, pois leis de arrefecimento severas introduzem no aço elevado grau de tensões e distorções. Contudo, o arrefecimento do aço deve ser feito a uma velocidade suficientemente elevada, de forma a evitar a difusão do carbono a partir do patamar austenítico, obtendo-se, assim, uma microestrutura martensítica, composta por uma solução saturada de carbono no ferro- α [2, 5, 9].

A figura 3-a representa o diagrama TTT para aço BL10 [14] e, neste podem distinguir-se os domínios da ferrite, perlite, bainite e martensite. Para uma dada composição química, existe uma temperatura à qual a austenite começa a transformar-se em martensite, e outra temperatura, inferior, à qual toda a austenite já se encontra transformada. Estas temperaturas estão representadas no diagrama TTT pelas siglas M_s e M_f , respetivamente [9].

As principais razões para efetuar este tratamento são a obtenção de elevados níveis de dureza e, por consequência, elevada resistência mecânica, resistência à fadiga e ao desgaste [2, 3, 9].

Através da figura 3-b é possível perceber a relação direta entre o carbono e a dureza da martensite, quando comparado com uma microestrutura perlítica e uma outra microestrutura contendo carbonetos globulizados. É de salientar que durezas *Rockwell C* abaixo de 20 não são consideradas válidas, surgem na figura 3-b apenas como termo de comparação [2, 8].

A martensite formada é muito frágil, o que leva à necessidade de realizar um tratamento térmico posterior, o revenido, que será abordado na próxima secção [2, 9].

O tratamento térmico de têmpera geralmente não é executado para aços com teores em carbono inferiores a 0,3% devido à grande dificuldade em temperar secções espessas. Porém, ao adicionar elementos de liga ao banho, a temperabilidade do aço pode ser aumentada, tornando-se possível a formação de martensite nestes aços [8].

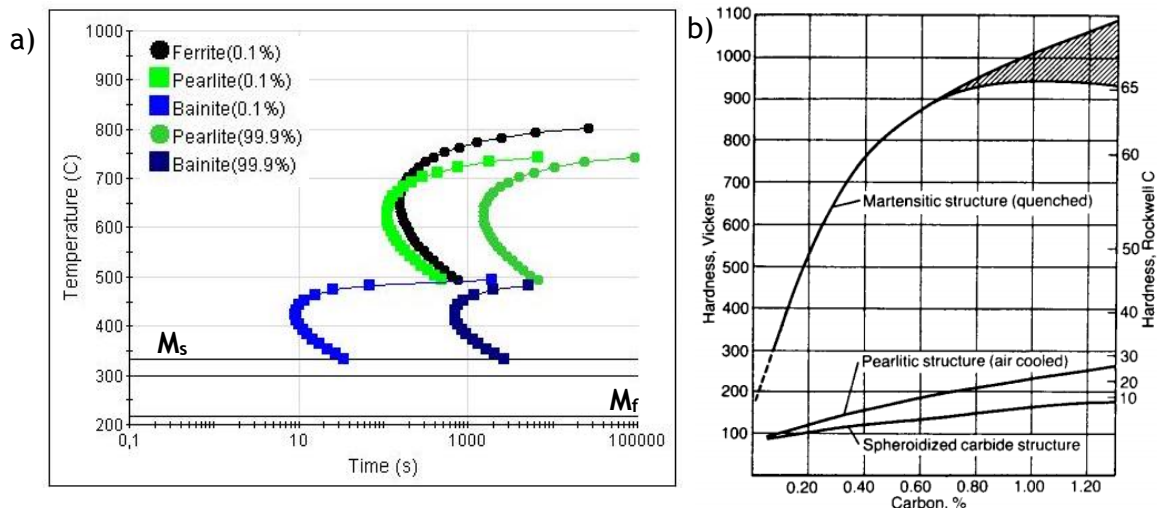


Figura 3: a) Diagrama de transformação isotérmico do aço BL10 para uma temperatura de austenitização de 920 °C. [14]. b) Dureza de um aço em função do teor de carbono para estruturas martensítica, perlítica e com carbonetos globulizados. A zona a tracejado representa a influência da austenite residual [2].

3.2.1. Temperabilidade

A temperabilidade é a capacidade de endurecimento do aço, não se referindo à máxima dureza obtida, pois esta provém do teor do carbono como já foi mencionado, mas sim à profundidade do endurecimento [5].

Existem diversas variáveis que afetam a temperabilidade, sendo as principais o tamanho de grão austenítico e a composição química, em especial a presença de elementos de liga [7, 8, 15]. A temperabilidade aumenta com o aumento do tamanho de grão da austenite, porque a área de fronteira de grão por volume diminui (figura 4). Isto é, os sítios de nucleação da perlite e ferrite diminuem significativamente, o que atrasa esta transformação em favor da formação de martensite. O aumento do tamanho de grão é favorecido pelo aumento da temperatura de austenitização bem como pelo tempo do estágio a esta temperatura. Este aumento de tamanho de grão tem como resultado uma maior dureza e resistência mecânica do aço, porém, provoca uma redução na tenacidade [2, 3].

Os elementos de liga adicionados ao banho, que também abrandam a reação de nucleação da perlite e ferrite, deslocam o cotovelo do diagrama TT para a direita, aumentando a temperabilidade do aço. No entanto, é necessária uma cuidada ponderação no teor de cada elemento de adição [8, 15].

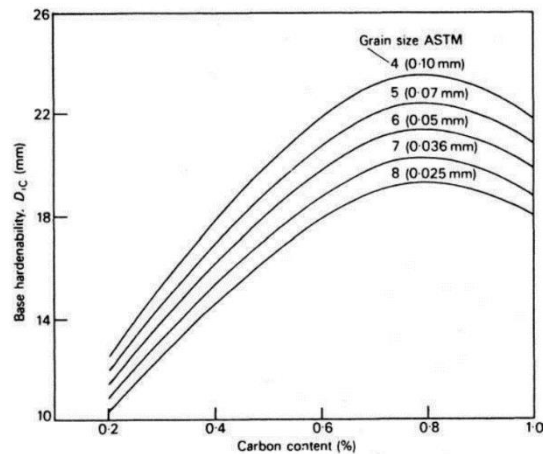


Figura 4: Influência do teor em carbono e do tamanho de grão ASTM na temperabilidade de aços-carbono [8].

3.2.2. Propriedades da martensite

Os mecanismos de endurecimento responsáveis pela elevada resistência mecânica, nas condições em que surge a martensite, encontram-se descritos ao longo desta secção.

Efeito de solução sólida intersticial

A elevada dureza obtida pela têmpera está intrinsecamente relacionada com o teor em carbono presente no aço, dado que é este que provoca a tetragonalidade da martensite. É possível obter uma relação entre o teor em carbono, a percentagem de martensite formada aquando da têmpera e a dureza máxima obtida, como se pode observar pela figura 5 [5, 9].

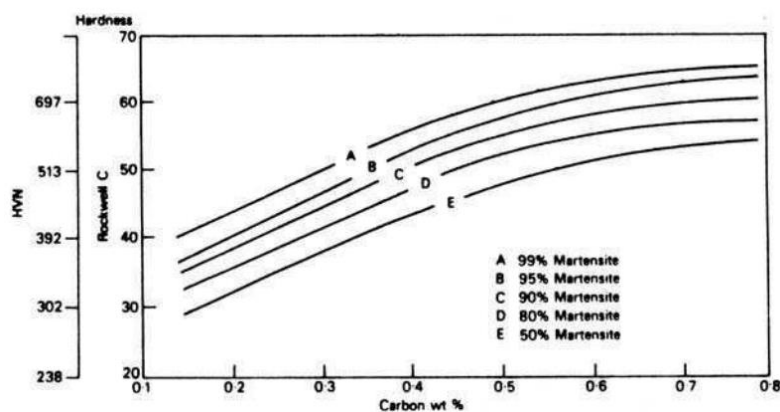


Figura 5: Efeito da percentagem de martensite e do teor de carbono na dureza obtida após têmpera [8].

Encruamento

A martensite forma-se através de mecanismos de corte, sem que ocorra difusão. Assim, a distorção provocada torna o movimento das deslocações extremamente difícil. Este mecanismo é considerado uma das principais razões para a elevada resistência da martensite [2, 8, 9].

3.3. Revenido

Como já foi referido, após tratamento térmico de têmpera, o constituinte formado, apesar de ser muito resistente, é frágil. Assim, os materiais sujeitos a têmpera, podem ser posteriormente submetidos a um tratamento térmico denominado de revenido. O grande objetivo do revenido é eliminar inconvenientes que surgiram na etapa anterior, tal como aliviar tensões, alcançar certos valores de propriedades mecânicas e, diminuir a fragilidade do material. Com este tratamento é ainda possível melhorar a ductilidade e a tenacidade do aço [2, 5, 16].

O revenido é um tratamento sub-crítico, pois a gama de temperaturas utilizadas encontra-se entre os 150 °C e o ponto crítico inferior A_1 , que ronda os 700 °C. A microestrutura final obtida por revenido depende da temperatura a que o tratamento é realizado, formando uma fina dispersão de carbonetos numa matriz ferrítica com grãos equiaxiais, que pouco se assemelha à martensite temperada original [2, 8].

3.3.1. Mudanças estruturais durante o revenido

Durante o revenido, a martensite sofre transformações que afetam as propriedades mecânicas. Assim, no caso de aços ligados com teores de carbono inferiores a 0,25%, o revenido encontra-se dividido em três etapas distintas, porém, sobrepostas [2, 7, 8].

A variação de propriedades mecânicas, como a dureza e resistência ao impacto, com a temperatura de revenido, pode ser observada na figura 6-a e b. É necessário ter em conta que o carbono afeta intimamente o comportamento do aço durante o revenido [8].

Primeira etapa

No intervalo de temperaturas 200 - 300 °C ocorre a decomposição da austenite residual, que ficou retida durante a têmpera, em bainite e carbonetos. Quanto aos carbonetos que precipitam, não existe um acordo entre autores, pois uns identificam-nos como sendo cementite e outros como carboneto- ϵ . Esta transformação só fica completa quando atinge os 300 °C [2, 7, 8, 15].

Nesta etapa, a dureza decresce continuamente. A utilização de revenidos sujeitos a temperaturas entre os 260 e 370 °C (500 a 700 °F) não é aconselhada na indústria, devido à fragilização que ocorre na martensite temperada. A fragilidade do revenido é revelada pela resistência ao impacto, que diminui, como se pode observar na figura 6-b. As outras propriedades mecânicas, bem como a microestrutura, não são afetadas por este fenómeno [2, 7, 8, 15].

Segunda etapa

Esta etapa inicia-se aos 300 °C e termina perto dos 400 °C. Nesta fase dá-se a transformação dos carbonetos de transição em cementite e a martensite de baixo carbono dá origem a uma matriz ferrítica. Os locais onde a cementite tem tendência a nuclear são: as interfaces entre o carboneto- ϵ e a matriz; ao longo das fronteiras das lamelas e nos limites de grão, quer das lamelas de martensite, quer nos limites de grão da austenite original. Neste último caso, a cementite globuliza gradualmente, prejudicando a ductilidade [8, 9].

A dureza continua a baixar e a resistência ao choque aumenta continuamente até à temperatura crítica inferior [8, 9].

Terceira etapa

Para temperaturas de revenido entre os 400 °C e a temperatura crítica inferior, ocorre a globulização progressiva da cementite, que se vai tornando mais grosseira, e a recristalização da ferrite. A esta microestrutura dá-se o nome de esferoidite e atinge-se o estado máximo de amaciamento do aço [2, 8, 9].

Os revenidos entre os 400 a 600 °C são extensamente utilizados para se alcançar valores elevados de resistência ao impacto, conciliados com uma diminuição acentuada de dureza [2, 8, 9].

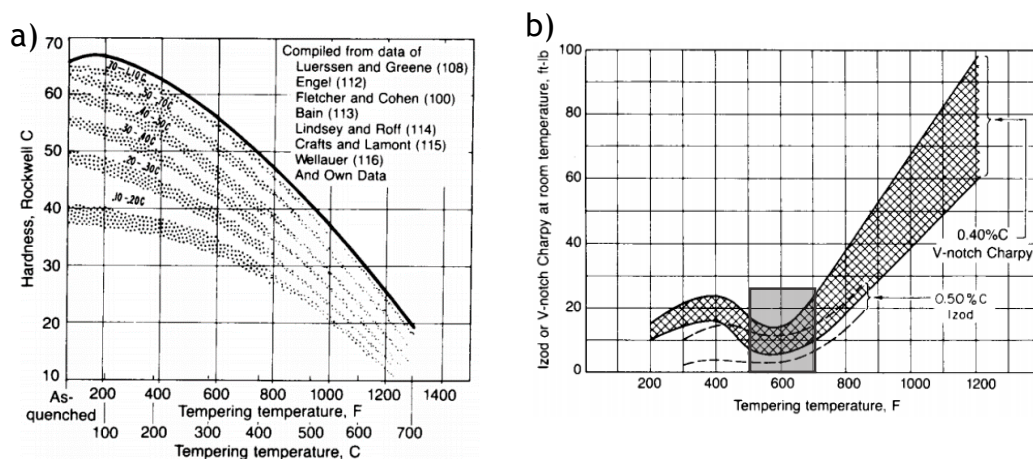


Figura 6: Influência da temperatura de revenido: a) sobre a dureza em função do teor de carbono. b) sobre a resistência ao impacto de aços de médio carbono, de baixa liga e temperados. A temperatura do revenido apresenta-se em Fahrenheit [2].

3.3.2. Efeito dos elementos de liga no revenido

Quando aos aços são adicionados elementos de liga fortemente carburígenos (maior afinidade com o carbono) podem formar-se carbonetos de liga termodinamicamente mais estáveis que a cementite. Apesar disto, só para temperaturas entre os 500 a 650 °C é que os carbonetos de liga precipitam, substituindo a cementite grosseira por dispersões finas, que permitem a obtenção de elevados níveis de resistência mecânica e dureza em aços ligados. Abaixo desta gama de temperaturas, os elementos de liga não difundem suficientemente rápido para permitir a nucleação dos carbonetos de liga. Este

fenómeno é designado por endurecimento secundário e é evidenciado em aços que contenham Mn, Cr, Mo, W, Va, Nb e Ti [2, 13, 17, 18].

Com o aumento da temperatura de revenido, os precipitados (cementite e carbonetos de liga) entram em fase de crescimento e tornam-se incoerentes com as interfaces precipitado - matriz, o que leva ao amaciamento do aço [2, 13, 17, 18].

Os elementos descritos anteriormente ajudam também a retardar o amaciamento do aço, efeito apresentado na figura 7 através da adição de diferentes teores de molibdénio a um aço. Sem os elementos supracitados, aços com baixo teor em carbono, amaciavam muito rapidamente durante o revenido [2, 9].

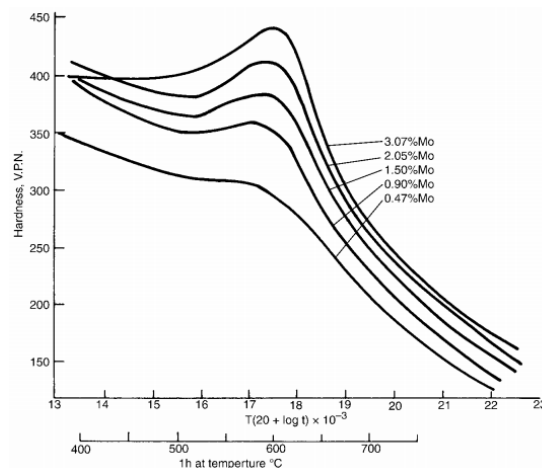


Figura 7: Retardamento do amaciamento e endurecimento secundário durante o revenido de aços com diferentes teores em Mo [2].

Os elementos de liga não carburígenos também possuem um papel importante nas propriedades mecânicas. Elementos muito comuns nos aços como o Si, Ni e Cu, afetam o mecanismo de crescimento da cementite, o que leva a uma atenuação no amaciamento na zona dos 300 °C. O amaciamento rápido é, assim, deslocado para temperaturas de revenido mais elevadas [9].

3.3.3. Revenidos sucessivos

Após o primeiro revenido, a austenite residual deverá ter-se transformado em martensite recém-formada, que é uma estrutura instável. Esta estrutura é vantajosa em termos de limite de elasticidade e dureza. Todavia, a tenacidade diminui devido à existência de nova quantidade de martensite. O objetivo do segundo revenido é obter martensite revenida, com o consequente aumento da resistência ao impacto. O segundo revenido deve ser executado a uma temperatura cerca de 25 °C inferior à do primeiro de forma a manter o valor de dureza obtida anteriormente [7, 9, 15].

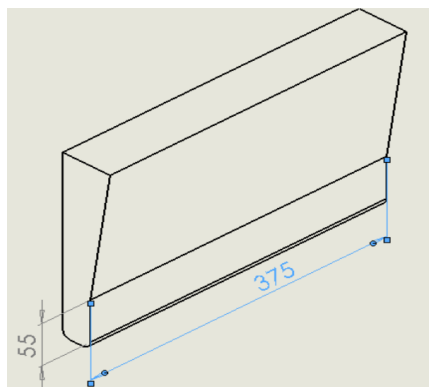
4. Materiais e Procedimento experimental

4.1. Material e vazamento

Todo o material utilizado ao longo deste trabalho foi fornecido pela CMW, sendo o aço em estudo uma liga produzida pela empresa - BL10.

Foram executados oito vazamentos distintos (ligas A, B, C, D, E, F, G e H) na CMW, em moldação em areia fenólica alcalina com cerca de 25 Kg. Procedeu-se à desoxigenação do banho através de duas formas distintas: primeiramente foi realizada uma desoxigenação no forno com argon e, posteriormente, através da adição de alumínio à colher de vazamento. A temperatura média de vazamento foi de 1690 °C, no forno. A liga A foi rejeitada devido à grande quantidade de porosidades que os provetes apresentavam no seu interior. Este defeito influenciou os resultados dos ensaios mecânicos, não correspondendo estes às propriedades mecânicas reais. Daí a necessidade de se realizar um novo vazamento com a mesma composição química - liga B. A composição química final obtida para a liga B encontra-se na tabela 2. As ligas C a H consistiram em seis vazamentos distintos, cuja composição individual se encontra disponível para consulta na tabela 3. Todos os diferentes vazamentos realizados tinham como principal objetivo introduzir alterações na composição química do banho, de forma a avaliar o efeito do teor em carbono e em níquel sobre as propriedades mecânicas do aço base - BL10. A estas ligas foi adicionado aproximadamente 0,1% Ti à composição química do banho com a intenção de controlar o tamanho de grão no bruto de vazamento.

De cada moldação foi possível obter três tarugos com as dimensões de 38 cm de comprimento, 5 cm de espessura e 5 cm de altura, tendo sido estes posteriormente decapados. De cada tarugo do bruto de vazamento foi retirada uma amostra, com 1 cm de comprimento por 1 cm de largura, de forma a proceder à análise metalográfica.



Na figura 8 é possível observar as dimensões dos fundidos retirados das moldações de areia.

Figura 8: Modelo 3D dos fundidos retirados de cada moldação após vazamento.

Tabela 2: Composição química da liga B vazada na CMW.

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%Ti
0,241	1,48	1,29	0,025	0,0089	1,45	0,243	0,552	0,081

Tabela 3: Composição química das ligas C a H vazadas na CMW.

Ligas	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%Ti
C	0,262	1,56	1,27	0,0256	0,0014	1,37	0,271	1,07	0,086
D	0,30	1,56	1,24	0,0239	0,0138	1,38	0,267	1,07	0,074
E	0,274	1,57	1,37	0,0263	0,0159	1,42	0,235	1,28	0,143
F	0,335	1,56	1,24	0,0240	0,0128	1,37	0,262	1,06	0,121
G	0,278	1,61	1,38	0,0213	0,0174	1,43	0,217	1,25	0,096
H	0,333	1,58	1,34	0,0239	0,0159	1,42	0,225	1,27	0,095

Na figura 9 estão representadas algumas imagens retiradas durante o processo.



Figura 9: a) Moldes utilizados no vazamento da liga B; b) As mesmas moldes após vazamento.

4.2. Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos pré-definidos foram realizados no Departamento de DEMM num forno elétrico de mufla, medindo a temperatura no interior do forno recorrendo ao uso de um termopar tipo k.

Os tarugos foram inseridos na mufla à temperatura ambiente, só se iniciando a contagem do tempo de tratamento a partir do momento em que a mufla estabiliza à temperatura pretendida. A taxa de aquecimento do forno utilizado é de aproximadamente 10 °C/min.

O primeiro tratamento térmico realizado foi o de normalização, segundo os mesmos parâmetros que a CMW já tem incorporados no seu processo: austenitizar a 920 °C com um estágio de 180 minutos, com o objetivo de uniformizar a microestrutura e dissolver precipitados, o que levará o aço a ter uma melhor resposta aos tratamentos térmicos subsequentes [5]. Após este tratamento térmico foi necessário decidir quais as temperaturas de têmpera e revenido a utilizar de modo a alcançar o objetivo, pois as propriedades mecânicas do aço variam de acordo com estas temperaturas. A temperatura de austenitização a 920 °C foi escolhida devido a ser frequentemente usada pela CMW nos seus tratamentos térmicos. Também se selecionou outra temperatura de austenitização, 20 °C inferior à utilizada na CMW, de forma a austenitizar todo o material. Para além da temperatura de têmpera, é indispensável selecionar o meio de arrefecimento. Neste caso optou-se por uma têmpera em água dado esta ser utilizada na CMW e o aço ser de baixo teor em carbono. Porém, como é o meio de arrefecimento mais severo pode trazer consequências, como provocar um maior grau de distorção nas peças [2, 5, 9].

As temperaturas de revenido foram escolhidas tendo em conta o campo de aplicação deste tratamento térmico. Recorreu-se a temperaturas que abrangessem todo o campo desde os 200 °C até ao ponto crítico inferior, onde se inicia a transformação da ferrite em austenite, ou seja, uma temperatura mínima, intermédia e máxima, de forma a verificar a sua influência nas propriedades mecânicas. Os tratamentos de duplo revenido realizados tinham como objetivo manter a dureza obtida no primeiro revenido, aumentando a resistência ao impacto no segundo. A temperatura de revenido de 200 °C, como já foi mencionado, não é aconselhável na indústria devido à fragilização que

ocorre na martensite. No entanto, é nesta gama de temperaturas que se consegue preservar a elevada dureza obtida na têmpera [2].

Após cada tratamento térmico realizado (normalização, têmpera e revenido) foram cortadas pequenas amostras, com 1 cm de comprimento por 1 cm de largura, para análise metalográfica. As amostras recolhidas após o tratamento de normalização e de têmpera tinham como objetivo estudar a microestrutura e dureza obtidas comparando-as, posteriormente, com a microestrutura e dureza após tratamento térmico de revenido.

4.2.1. Liga B

Os tarugos, que se encontravam à temperatura ambiente, foram primeiramente sujeitos a um tratamento térmico de normalização, com arrefecimento ao ar sem agitação, seguido de têmpera, com arrefecimento rápido em água. Posteriormente, foi realizado o revenido a todos os tarugos, com arrefecimento ao ar calmo. O tempo de austenitização e de revenido foi de 180 minutos (1 hora por polegada de espessura + 1 hora para o aço austenitizar completamente). As condições de tratamento térmico a que a liga B foi sujeita encontram-se apresentadas na tabela 4.

Tabela 4: Temperaturas e tempos dos tratamentos térmicos a que a liga B foi sujeita.

Tarugo	Normalização	Têmpera	Revenido
N ¹	920 °C/ 180 min	-	-
1T-B ²		920 °C/ 180 min	-
1B			370 °C/ 180 min
2B			450 °C/ 180 min
3B			500 °C/ 180 min
4B			620 °C/ 180 min
7T-B ²		900 °C/ 180 min	-
7B			370 °C/ 180 min
8B			450 °C/ 180 min
9B			500 °C/ 180 min
10B			620 °C/ 180 min

¹ Tarugo exclusivamente normalizado.

² Tarugo normalizado e temperado.

4.2.2. Ligas C, D, E, F, G e H

A última série de ligas vazadas foi tratada termicamente com os tratamentos de normalização, têmpera e revenido. Nesta fase, recorreu-se a uma única temperatura de austenitização e a duas temperaturas distintas de revenido. Estas temperaturas foram selecionadas de acordo com os resultados obtidos nos ensaios mecânicos para a liga B. Os meios de arrefecimento utilizados foram os mesmos já mencionados.

Os tratamentos a que estas ligas foram sujeitas estão apresentados na tabela 5.

Tabela 5: Temperaturas e tempos dos tratamentos térmicos a que as ligas C a H foram sujeitas.

Tarugo		Normalização	Têmpera	Revenido
C	1	920 °C/ 180 min	900 °C/ 180 min	370 °C/ 180 min
	2			500 °C/ 180 min
D	1			370 °C/ 180 min
	2			500 °C/ 180 min
E	1			370 °C/ 180 min
	2			500 °C/ 180 min
F	1			370 °C/ 180 min
	2			500 °C/ 180 min
G	1			370 °C/ 180 min
	2			500 °C/ 180 min
H	1			370 °C/ 180 min
	2			500 °C/ 180 min

4.2.3. Duplo revenido

Alguns tarugos da liga B foram sujeitos ao tratamento térmico de duplo revenido. A temperatura do segundo revenido deve ser 25 °C mais baixa relativamente à temperatura do primeiro revenido (revenido simples), mantendo o tempo de estágio. O arrefecimento do tratamento de duplo revenido foi ao ar, sem agitação.

Os tratamentos térmicos utilizados para esta liga são apresentados na tabela 6.

Tabela 6: Tarugos da liga B sujeitos ao tratamento térmico de duplo revenido.

Tarugo	Normalização	Têmpera	1º revenido	2º revenido
5B	920 °C/ 180 min	920 °C/ 180 min	500 °C/ 180 min	475 °C/ 180 min
6B			620 °C/ 180 min	595 °C/ 180 min
11B		900 °C/ 180 min	500 °C/ 180 min	475 °C/ 180 min
12B			620 °C/ 180 min	595 °C/ 180 min
13B		920 °C/ 180 min	200 °C/ 180 min	175 °C/ 180 min
14B			370 °C/ 180 min	345 °C/ 180 min

4.3. Preparação metalográfica

O corte das amostras foi realizado com um disco abrasivo de carboneto de silício (SiC) e o posterior polimento foi realizado em duas etapas: desbaste e acabamento. No desbaste utilizou-se a sequência de lixas 180, 320, 600 *mesh*, com recurso a água como lubrificante. Na fase de acabamento utilizaram-se suspensões de diamante de 6 e 1 µm, em panos de pelo curto e comprido, respetivamente. Após cada etapa de desbaste procedeu-se à lavagem de cada amostra com água corrente. Na fase de acabamento, as amostras foram submetidas à limpeza por ultrassons em solução de etanol, de forma a garantir a mínima contaminação entre etapas. Após polimento, procedeu-se ao ataque químico das amostras de forma a revelar a sua microestrutura. Os ataques químicos utilizados encontram-se descritos na tabela 7 [19].

Tabela 7: Ataques químicos utilizados para revelar a microestrutura do aço em estudo. [19]

Solução	Procedimento
Nital 4% 4 ml HNO ₃ + 100 ml etanol (95%)	Mergulhar na solução por alguns segundos a 1 minuto.
Reagente <i>Villela</i> 5 ml HCl + 1 g ácido pícrico + 100 ml etanol (95 %)	Mergulhar na solução por alguns segundos a 1 minuto.

4.4. Ensaio de tração

De cada tarugo retirou-se e maquinou-se um provete de secção circular 14 mm, segundo a norma DIN 50125 [20]. Os ensaios de tração foram realizados no CINFU, utilizando um equipamento Shimadzu UH 1000KNI, de acordo com a norma ISO 6892-1:2012 B.

4.5. Ensaio de resiliência *Charpy*

A maquinação dos provetes para o ensaio de impacto seguiu a norma NP EN 10045-2:2007 [21], e de cada tarugo retiraram-se três provetes de ensaio, com entalhe tipo V. Os ensaios de impacto foram realizados no CINFU, de acordo com a norma EN ISO 148-1:2010, utilizando o equipamento *Charpy Pendulum HOYTOM 300J AD2*.

4.6. Ensaio de dureza *Rockwell C*

Para medir o valor de dureza de cada amostra foi utilizada a escala *Rockwell C*, segundo a norma NP EN ISO 6508-1:2005 [22], utilizando o equipamento *Frank Welltest 38505*. A carga utilizada foi de 1,471 kN, com um penetrador do tipo cone de diamante. Em cada amostra realizaram-se 8 indentações, sobre superfícies desbastadas até 320 *mesh*.

4.7. Microscopia eletrónica de varrimento

Durante a realização deste trabalho foi utilizado um microscópio eletrónico de varrimento com uma unidade de deteção de raios-X (EDS/WDS) acoplada. Devido à limitação de tempo, as amostras escolhidas foram as bruto de vazamento das ligas B, C e H. Quanto às amostras com tratamento térmico foi escolhida a 7B. O objetivo para estas amostras foi a caracterização das inclusões presentes. Estas amostras foram polidas segundo a mesma série de lixas e, de seguida, panos, conforme indicado anteriormente. Dos provetes ensaiados à tração foram selecionadas as amostras 3B e 9B, de forma a avaliar a superfície de fratura e procurar as possíveis causas da fratura prematura de um dos provetes.

5. Análise e discussão dos resultados

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados obtidos ao longo da realização do trabalho, tendo sempre em vista os objetivos estabelecidos no capítulo 1.

5.1. Bruto de vazamento

O primeiro passo deste estudo era conhecer e analisar a microestrutura do bruto de vazamento. Nas figuras 10 e 11 podem observar-se as microestruturas do bruto de vazamento dos diferentes vazamentos realizados.

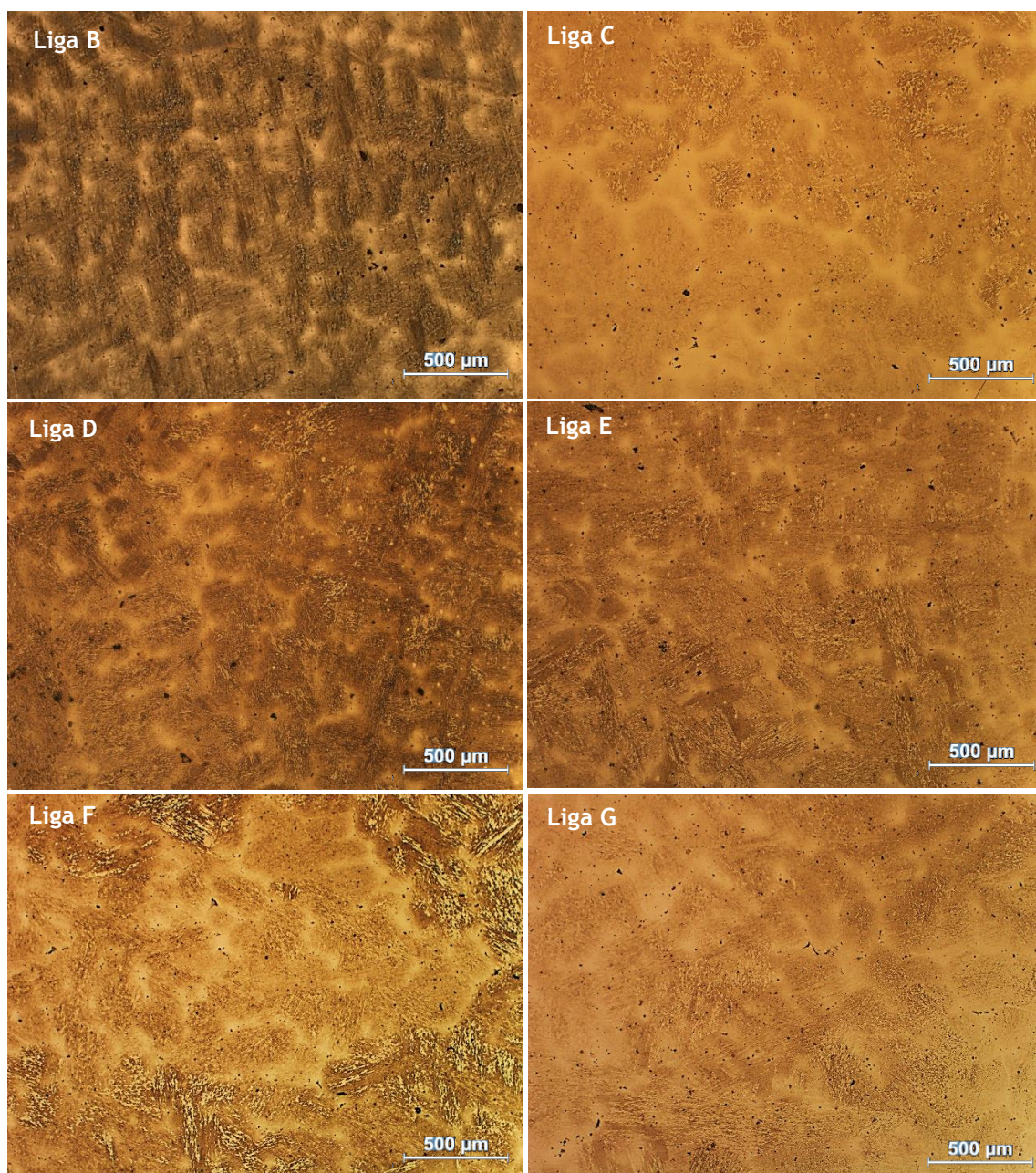


Figura 10: Microestruturas do bruto de vazamento das ligas B a G. Ataque com nital 4%.

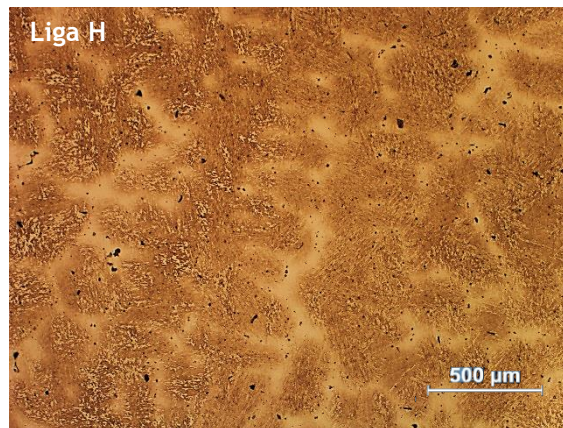


Figura 11: Microestrutura do bruto de vazamento da liga H. Ataque com nital 4%.

Em todos os casos é possível identificar uma microestrutura típica de um aço obtido por fundição - estrutura dendrítica.

5.2. Tratamentos térmicos

5.2.1. Liga B

5.2.1.1. Normalização

A figura 12 representa a microestrutura do aço BL10 após normalização a 920 °C, com um estágio de 180 minutos a esta temperatura.

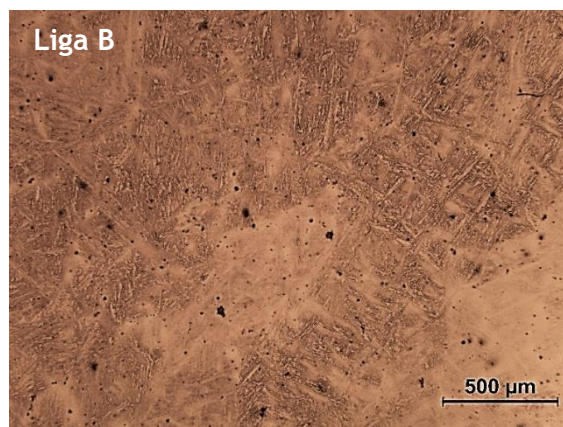


Figura 12: Microestrutura do aço BL10 (liga B) após normalização a 920 °C durante 180 minutos, com arrefecimento ao ar. Ataque com nital a 4%.

Quando se compara a microestrutura normalizada com a de bruto de vazamento (figura 10 - liga B) verifica-se que a estrutura dendrítica foi destruída quase na totalidade, podendo favorecer o alongamento do aço.

5.2.1.2. *Têmpera e revenido*

Ao longo desta secção irá estudar-se a microestrutura do aço BL10, e os respetivos resultados dos ensaios mecânicos.

5.2.1.2.1. Microestrutura

Na figura 13 observa-se a microestrutura do aço BL10 após austenitização a 920 °C e 900 °C, seguido de um arrefecimento rápido em água.

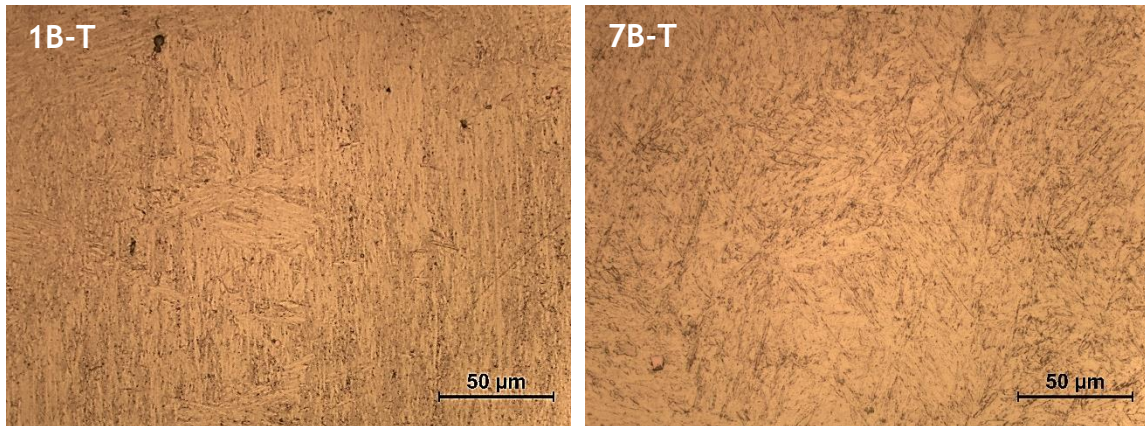


Figura 13: Microestrutura do aço BL10 (liga B) após austenitização a 920 °C (1B-T) e 900 °C (7B-T) seguido de têmpera em água. Ataque com reagente Villela.

A dureza obtida, após austenitização a 920 °C e 900 °C e arrefecimento rápido em água, é de 45 e 42 HRC, respetivamente, e juntamente com a microestrutura observada na figura anterior, são características de uma microestrutura martensítica. Esta conclusão poderá ser confirmada mais à frente quando se comparar as durezas obtidas entre os diversos tratamentos térmicos.

As seguintes figuras apresentam as microestruturas obtidas após revenido simples.

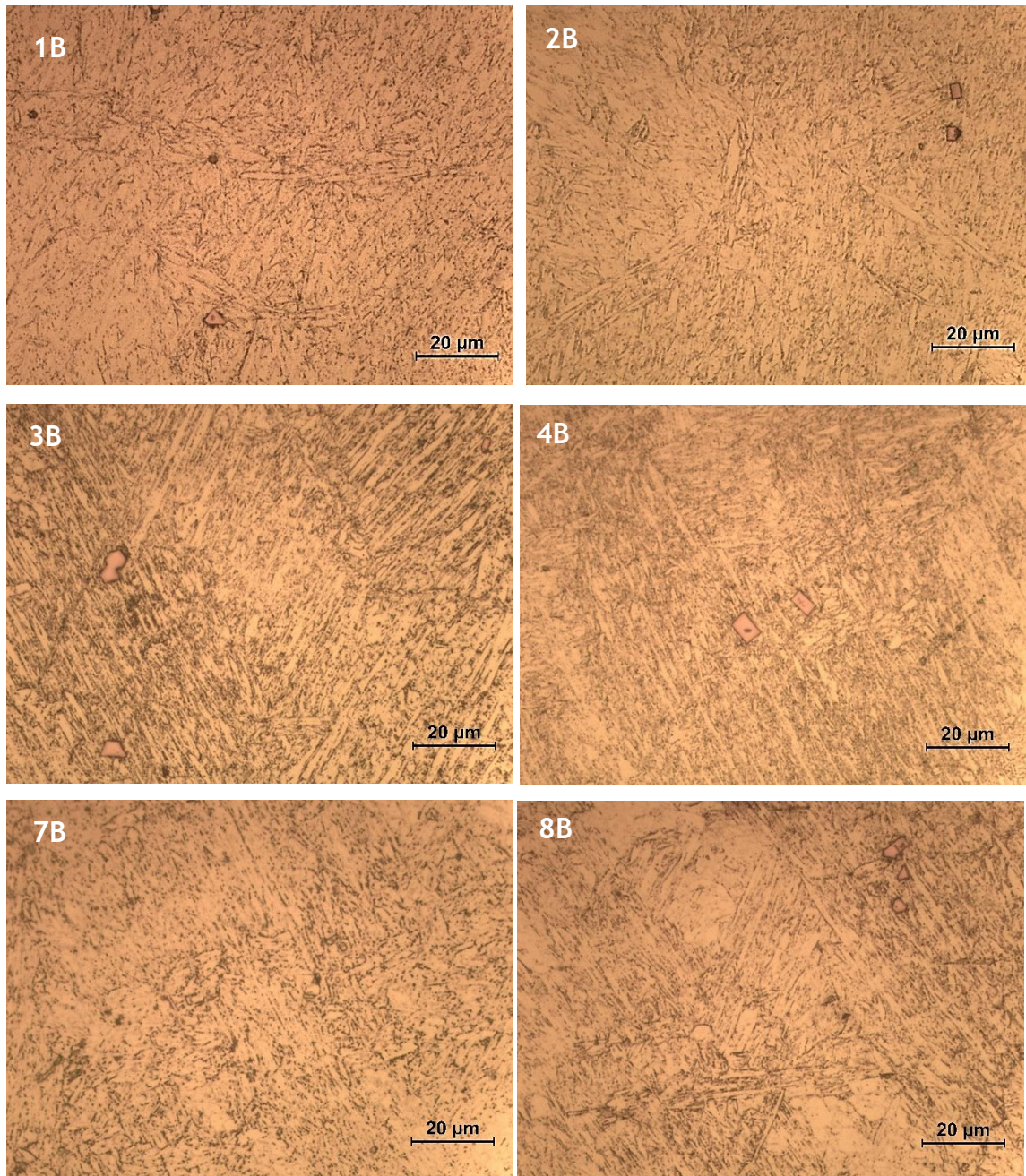


Figura 14: Microestruturas do aço BL10 (liga B) após austenitização a 920 e 900 °C, sujeitas tratamento térmico de revenido simples a diferentes temperaturas: 1B e 7B – 370 °C; 2B e 8B – 450 °C; 3B – 500 °C; 4B – 620 °C. Ataque com nital 4%.

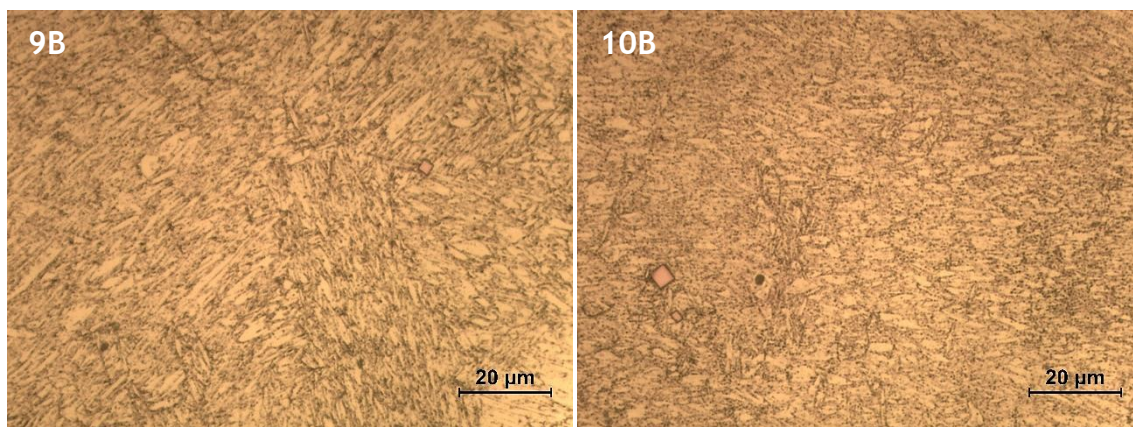


Figura 15: Microestruturas do aço BL10 (liga B) após austenitização a 900 °C, sujeitas tratamento térmico de revenido simples a diferentes temperaturas: 9B – 500 °C; 10B – 620 °C. Ataque com nital 4%.

Quando a martensite é revenida, vai perdendo a sua tetragonalidade e decompõe-se em carbonetos dispersos numa matriz ferrítica, sendo este tipo de microestrutura não tão frágil como a martensite recém-formada [2, 8, 19]. Em todos os casos observa-se uma microestrutura típica de revenido em que, durante o arrefecimento, poderá ter precipitado carbonetos (Fe_3C), apresentando uma microestrutura, após revenido, muito mais fina que a temperada. Observa-se ainda que, para temperaturas de revenido mais elevadas (500 e 620 °C), a dispersão de cementite é superior relativamente a temperaturas mais baixas de revenido, sendo que para as baixas temperaturas (370 e 450 °C), a cementite apresenta um tamanho inferior e encontra-se em maior quantidade. Nas microestruturas austenitizadas a 920 °C (1B, 2B, 3B, 4B) e, posteriormente revenidas, verificou-se a possibilidade de uma maior dispersão de cementite presente quando comparado com as microestruturas para a austenitização a 900 °C (7B, 8B, 9B, 10B).

Na figura 16 podem observar-se as diferentes microestruturas dos tarugos sujeitas ao tratamento de duplo revenido. Conforme o observado anteriormente no revenido simples, a microestrutura é típica de um revenido, apresentando uma microestrutura mais refinada que a microestrutura após têmpera. Verificou-se ainda que, para os 200 °C de revenido, a microestrutura permanece semelhante à microestrutura após têmpera (13B). Para este caso, a maior temperatura de revenido corresponde a uma maior dispersão de cementite na matriz.

Em ambos os casos de revenido há a possibilidade de ocorrência de inclusões heterógenas na matriz.

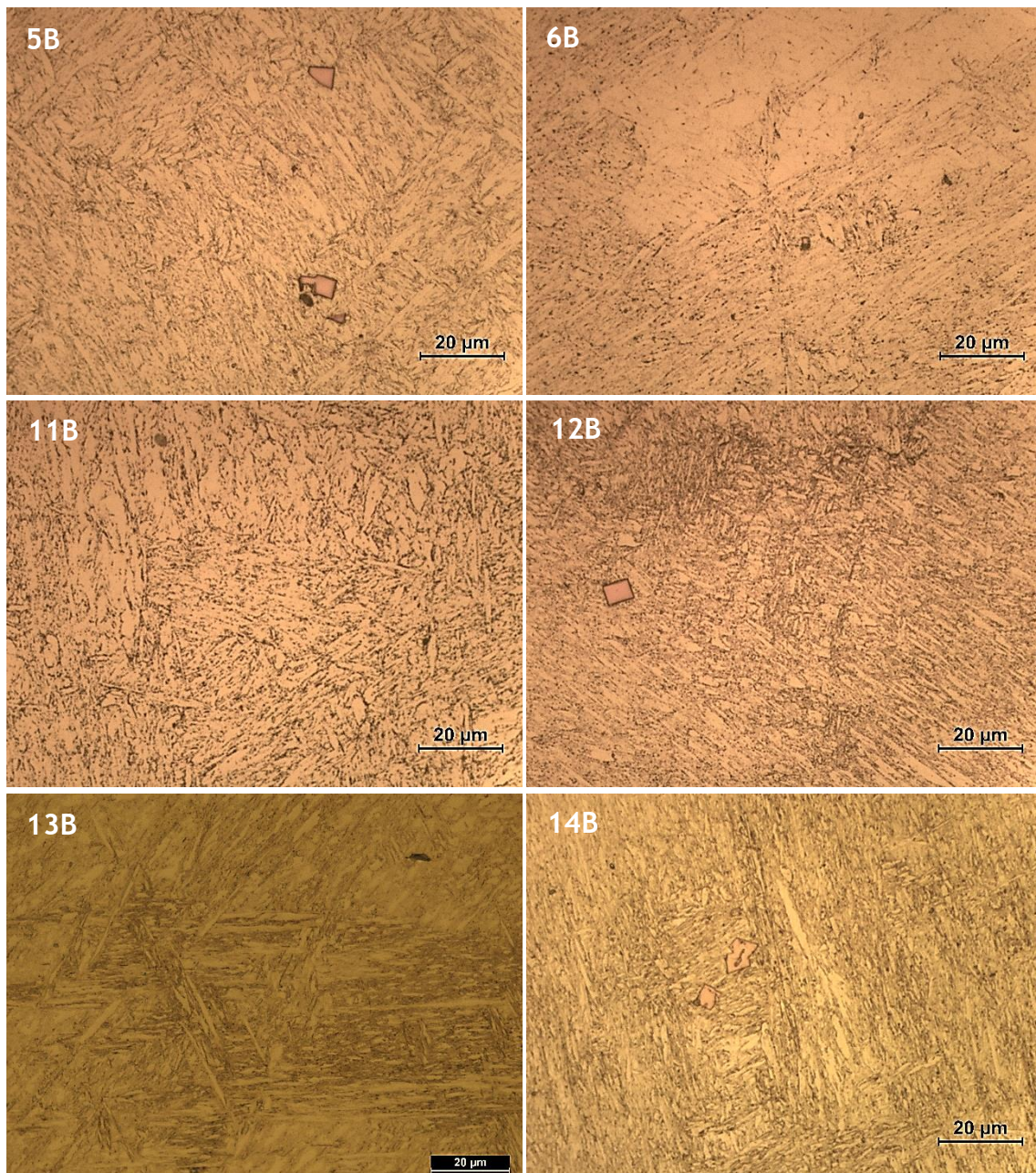


Figura 16: Microestruturas do aço BL10 (liga B) após austenitização a 920 e 900 °C sujeitas tratamento térmico de duplo revenido a diferentes temperaturas: 5B e 11B – primeiro revenido a 500 °C e segundo revenido a 475 °C; 6B e 12B – primeiro revenido a 620 °C e segundo revenido a 595 °C; 13B – primeiro revenido a 200 °C e segundo revenido a 175 °C; 14B – primeiro revenido a 370 °C e segundo revenido a 345 °C. Ataque com nital 4%.

5.2.1.2.2. Ensaios mecânicos

No anexo B encontra-se uma tabela (tabela B.1) mais detalhada com todos os resultados dos ensaios mecânicos.

As figuras 17 e 18 representam as curvas de revenido (dureza vs. temperatura de revenido) para as diferentes temperaturas de austenitização.

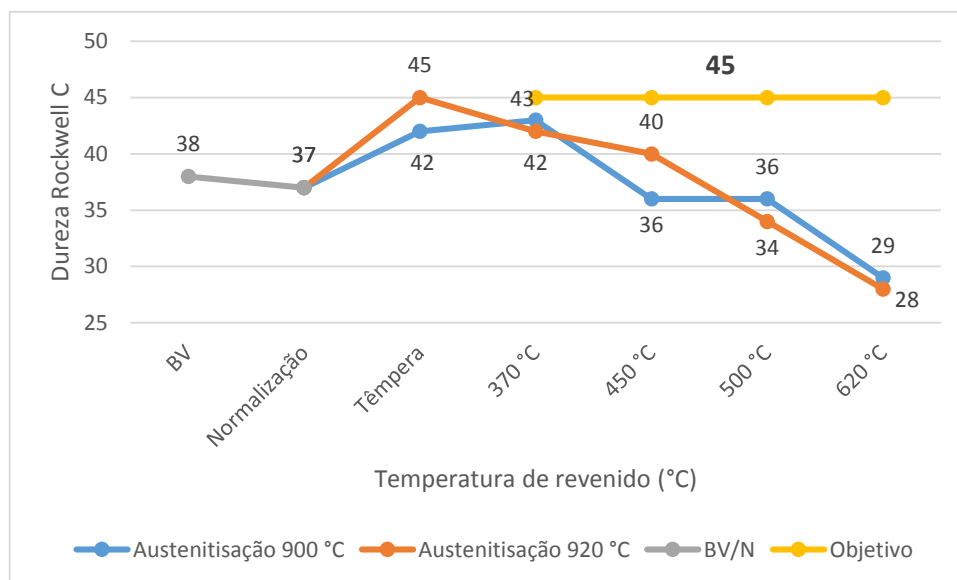


Figura 17: Curvas de revenido para o aço BL10 (liga B), em função da temperatura de austenitização e temperatura de revenido.

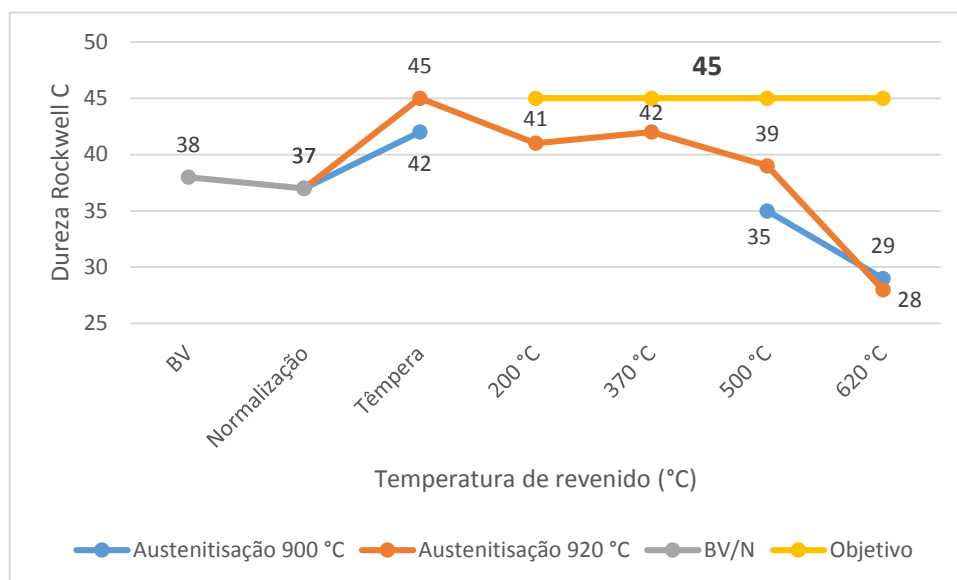


Figura 18: Curvas de revenido para o aço BL10 (liga B), em função da temperatura de austenitização e temperatura de duplo revenido.

Analisando as duas curvas de revenido para a liga B, onde a liga sofreu o mesmo tratamento térmico até realizar-se o primeiro revenido (370 °C),

verifica-se que a dureza do bruto de vazamento decresce ligeiramente depois do tratamento de normalização, aumentando de seguida quando o aço é temperado. O facto de esta subida ser significativa poderá indicar que houve formação de martensite no arrefecimento, o que se pode comprovar pela análise metalográfica (figura 13). Também é de notar que, para ambas as temperaturas de austenitização, ocorre o esperado: a dureza decresce com a subida da temperatura de revenido. No entanto, era espetável que para a temperatura de austenitização a 920 °C, após tratamento de revenido, as durezas fossem superiores quando comparadas com a temperatura de austenitização a 900 °C.

O objetivo para a dureza era atingir os 45 HRC, sendo que este valor foi alcançado para a dureza após austenitização a 920 °C seguido têmpera em água. No entanto, após têmpera, a peça encontra-se num estado frágil, sendo necessário recorrer a um posterior tratamento térmico de revenido. Realizado o revenido a diferentes temperaturas, verificou-se que, para uma temperatura baixa (370 °C), independentemente da temperatura de austenitização, coloca aço BL10 numa posição mais favorável para atingir a dureza pretendida. Para esta temperatura de revenido, a dureza é de 43 HRC ($T_Y=920$ °C) e 42 HRC ($T_Y=900$ °C). Este valor de dureza pode ter como base justificativa o facto de a microestrutura revenida ainda se encontrar sobressaturada em carbono, provocando a elevada dureza. Ainda na figura 17, verificou-se que o amaciamento considerável do aço só ocorreu após os 450 °C, o que poderá corresponder ao retardamento do amaciamento devido a elementos não carburígenos em quantidades apreciáveis, como é o caso do silício.

Na figura 18 encontram-se representadas as curvas de duplo revenido desta mesma liga, para diferentes temperaturas de austenitização.

Constatou-se que para as duas temperaturas de austenitização a dureza é igual ou inferior à dureza após têmpera. Para este tipo de revenido, à temperatura de 370 °C, a dureza obtida foi de 42 HRC, sendo o valor mais próximo do objetivo.

Segundo a bibliografia [2], revenir o aço entre 150 e 200 °C consegue-se preservar a elevada dureza e resistência mecânica obtidas na têmpera. Por esta razão, foi testado um duplo revenido a 200 °C, após austenitizar o aço a 920

°C. Com este tratamento obteve-se uma dureza de 41 HRC e, com a análise da microestrutura (figura 16 - 13B), que se mantém semelhante à microestrutura após têmpera, pode-se corroborar esta hipótese.

Os provetes sujeitos ao tratamento de duplo revenido não apresentaram melhorias significativas em relação a um revenido simples em termos de dureza.

As figuras 19 e 20 representam as curvas de energia absorvida vs. temperatura de revenido, obtidas através de ensaios de resiliência à temperatura ambiente (20 °C), correspondentes às duas temperaturas de austenitização estudadas.

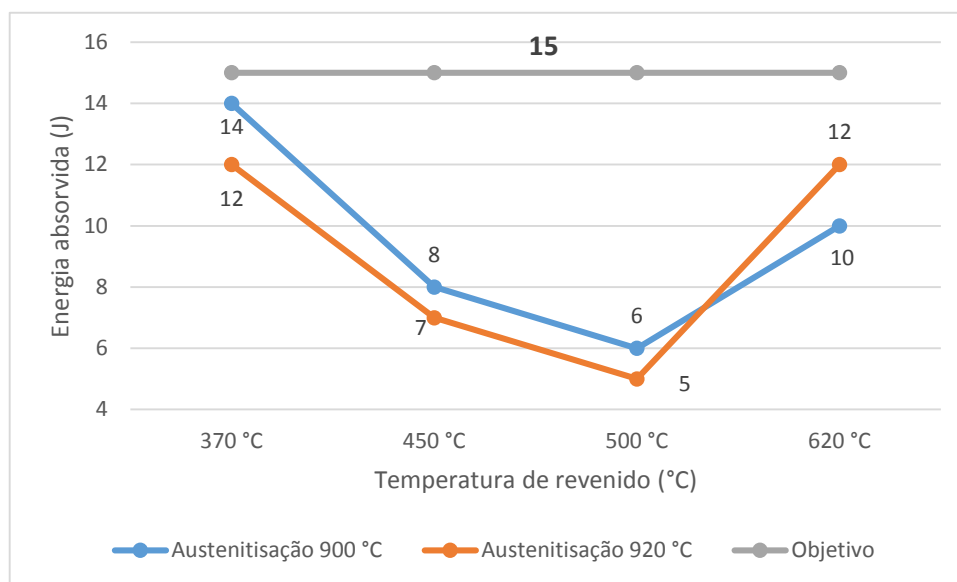


Figura 19: Energia absorvida à temperatura ambiente (20 °C) em função da temperatura de austenitização e temperatura de revenido do aço BL10 (liga B).

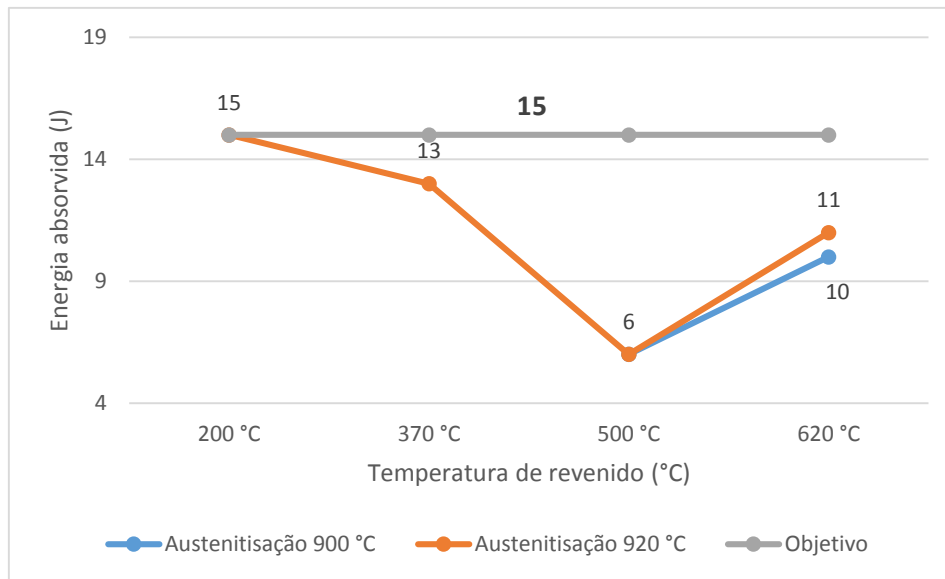


Figura 20: Energia absorvida à temperatura ambiente (20 °C) em função da temperatura de austenitização e temperatura de duplo revenido do aço BL10 (liga B).

No revenido simples a 370 °C, para ambas as temperaturas de austenitização, obteve-se valores muito próximos da meta: 14 e 12 J, respetivamente. O espectável para este tipo de tratamento seria o aumento progressivo da energia absorvida com a temperatura de revenido, como é referido na bibliografia [2, 8, 9]. No entanto, para as temperaturas de 450 e 500 °C (figura 19) a energia absorvida diminuiu significativamente, o que contraria o mencionado anteriormente. Este fenómeno pode dever-se à ocorrência de uma fragilização durante o revenido para esta gama de temperaturas [9]. Para a austenitização a 920 °C e temperatura de revenido a 620 °C, o valor de energia absorvida voltou a aumentar até aos 12 J, e para a austenitização a 900 °C, o valor de energia absorvida foi de 10 J.

No duplo revenido (figura 20) o valor máximo de energia absorvida verificou-se aos 200 °C, atingindo o objetivo de 15 J. O valor de energia absorvida diminui ligeiramente para a temperatura de duplo revenido a 370 °C até aos 13 J e, diminuindo para os 6 J à temperatura de revenido a 500 °C, para ambas as temperaturas de austenitização. Mais uma vez, esta diminuição de energia absorvida poderá ser justificada pela ocorrência da fragilização do aço com o tratamento de revenido [9]. Por fim, a energia absorvida aumenta de novo quando a temperatura de revenido atinge os 620 °C (11 e 10 J, $T_Y=920$ °C e $T_Y=900$ °C, respetivamente). A redução de energia absorvida entre os 200 e

370 °C deve-se ao facto de este intervalo de temperaturas conduzir o material a estados estruturais frágeis, como referido na bibliografia [2, 7, 9].

Assim como os valores de dureza obtidos, os valores de energia absorvida mostraram-se mais próximos do objetivo para a temperatura de revenido simples a 370 °C. No caso do duplo revenido, o valor máximo atingido foi para os 200 °C.

As figuras seguintes representam os alongamentos do aço obtidos nos ensaios de tração.

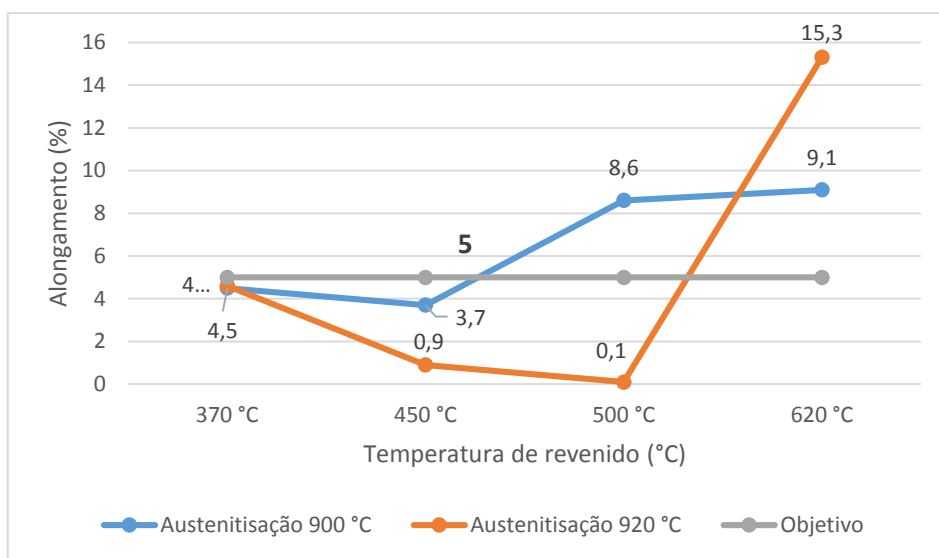


Figura 21: Alongamento do aço BL10 (liga B) em função da temperatura de austenitização e temperatura de revenido.

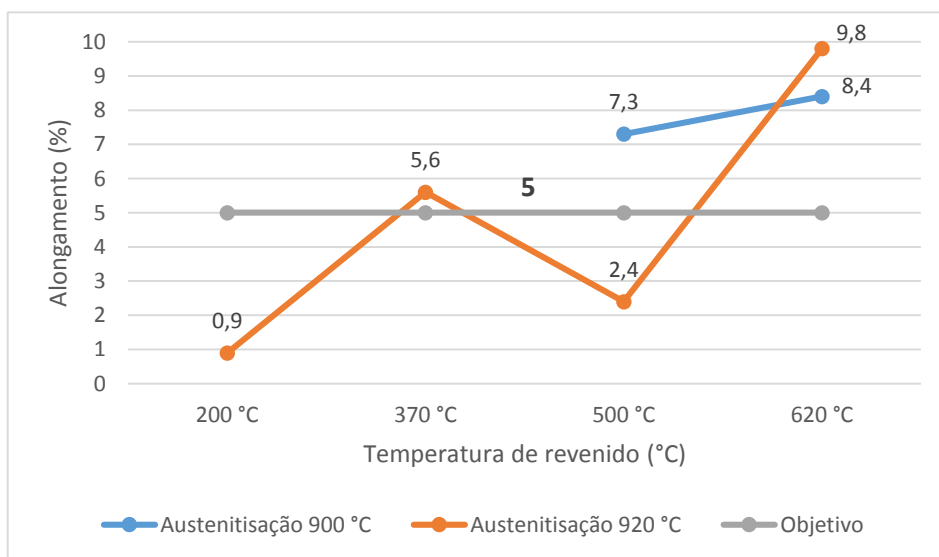


Figura 22: Alongamento do aço BL10 (liga B) em função da temperatura de austenitização e temperatura de duplo revenido.

A progressão que se observa na figura 21 era a esperada dado que, se o amaciamento do aço é maior com o aumento da temperatura de revenido, o alongamento também o fosse.

Através da análise da figura 21 constatou-se que, para a temperatura de revenido a 370 °C, o alongamento obtido corresponde ao objetivo para esta propriedade mecânica com valores de 4,6 e 4,5%, para $T_V=920$ °C e $T_V=900$ °C, respetivamente, conciliados com valores de dureza elevados (43 para $T_V=920$ °C e 42 HRC para $T_V=900$ °C). Aos 450 °C, para a temperatura de austenitização a 900 °C, o alongamento obtido foi de 3,7% e, encontra-se próximo do valor desejado, mas para a temperatura de austenitização a 920 °C o alongamento foi só de 0,9%. O objetivo foi superado quando a temperatura de revenido foi de 500 °C, para a temperatura de austenitização a 900 °C, que atingiu 8,6% de alongamento. O valor de dureza correspondente a este tratamento foi de 36 HRC, um valor significativamente inferior aos obtidos para temperaturas de revenido mais baixas. No entanto, como era de esperar, com o aumento do alongamento, a dureza diminui, inevitavelmente [2, 5, 19]. Para a mesma temperatura de revenido, subindo a temperatura de austenitização até aos 920 °C, o provete fraturou antes de atingir o limite elástico, logo o alongamento obtido foi muito inferior ao que poderia caso a rotura do provete tivesse ocorrido após atingir o limite elástico. Esta falha poderá corresponder a alguma inclusão e/ou porosidade presentes no provete de ensaio. Para ambas as temperaturas de austenitização, após revenido a 620 °C, os provetes apresentaram um elevado alongamento, ultrapassando o objetivo (9,1 e 15,3%, para $T_V=900$ °C e $T_V=920$ °C, respetivamente), com a consequente diminuição da dureza (29 para $T_V=900$ °C e 28 HRC para $T_V=920$ °C).

Os provetes sujeitos ao tratamento térmico de duplo revenido para uma temperatura de austenitização de 900 °C e temperaturas de revenido a 500 e 620 °C, atingiram alongamentos muito elevados, como se pode observar na figura 22. No entanto, as durezas correspondentes apresentaram ser baixas (35 e 29 HRC, respetivamente). Observando os valores obtidos para a austenitização a 920 °C, verificou-se que, para os 500 °C, o alongamento foi substancialmente mais baixo quando comparado com a temperatura de austenitização a 900 °C ($2,4\% < 7,3\%$), não atingindo o objetivo. Este baixo alongamento poderá dever-

se novamente à presença de inclusões e/ou porosidades presentes no provete de ensaio que atuaram como entalhe, provocando a rotura precoce. Para a mesma temperatura de austenitização e para a temperatura de revenido a 620 °C, o alongamento alcançou os 9,8% de alongamento, valor superior ao obtido para a austenitização aos 900 °C (8,4%). Ainda assim, nos casos mencionados, os alongamentos obtidos foram superiores ao valor objetivo para o alongamento, tendo em conta a diminuição considerável da dureza a estas temperaturas de revenido. No caso do revenido a 200 °C o alongamento foi substancialmente baixo (0,9%), podendo ser considerado nulo. Este baixo valor de alongamento poderá ser explicado através da análise da microestrutura, que, após revenido, se encontrava muito similar à microestrutura martensítica (figura 16 - 13B). Para a temperatura de revenido a 370 °C o alongamento atingido foi de 5,6%, que corresponde ao valor objetivo para esta propriedade, conciliado com um valor de dureza elevado (42 HRC).

O aumento do alongamento poderá estar relacionado com a maior dispersão de cementite presente na matriz, com o aumento da temperatura de revenido.

Mais uma vez, a temperatura de revenido a 370 °C, foi a que se aproximou mais do objetivo para o alongamento. Temperaturas de revenido a 500 e 620 °C promovem o elevado alongamento, superando o objetivo.

As figuras 23 e 24 representam a resistência à tração obtida no ensaio de tração aos provetes da liga B.

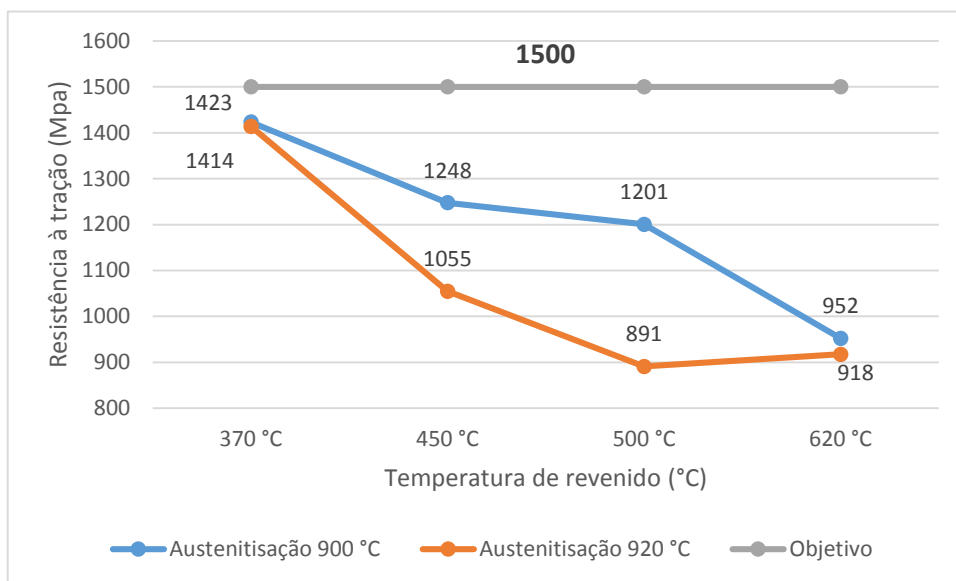


Figura 23: Resistência à tração do aço BL10 (liga B) em função da temperatura de austenitização e temperatura de revenido.

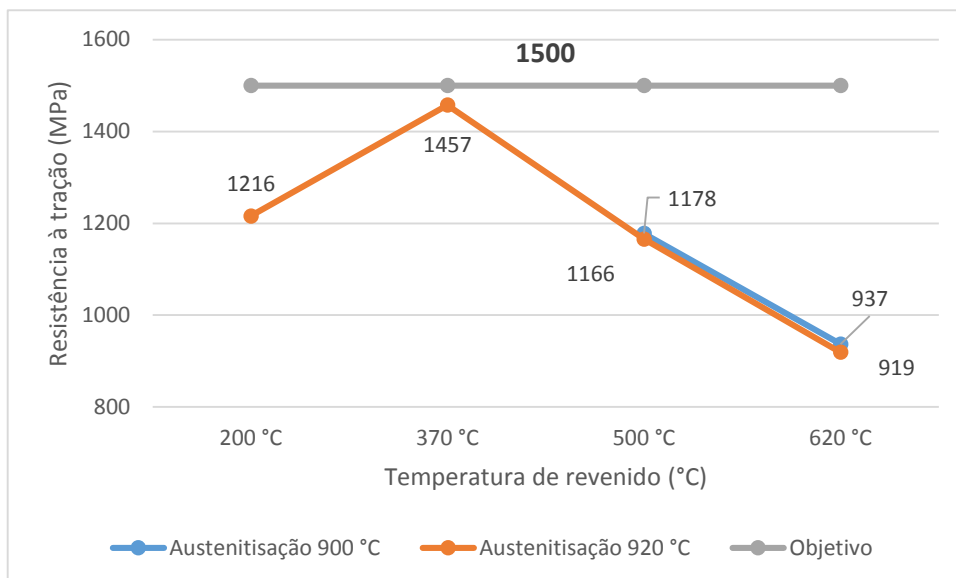


Figura 24: Resistência à tração do aço BL10 (liga B) em função da temperatura de austenitização e temperatura de duplo revenido.

Tal como o valor de dureza decresce com a temperatura de revenido devido a mudanças estruturais na martensite durante o revenido, a resistência à tração também deveria decrescer, dado estar intrinsecamente relacionada com o teor em carbono da liga, condições de revenido e meio de arrefecimento.

Ao observar a figura 23 constatou-se que, a diminuição da resistência à tração corresponde à evolução da dureza e alongamento analisados anteriormente: quanto maior a temperatura de revenido, menor é a resistência à tração e dureza obtidas e maior o alongamento, atingindo um valor máximo para a temperatura de revenido a 370 °C, independente da temperatura de austenitização. Estes valores encontram-se muito próximos da meta estabelecida para a resistência à tração (1423 e 1414 MPa, para $T_V=900$ °C e $T_V=920$ °C, respetivamente), conciliado com um alongamento elevado e energia absorvida. O elevado valor de resistência à tração obtido para esta temperatura de revenido poderá estar relacionado com o menor tamanho da cementite precipitada, que resulta numa maior dureza e, por consequência, numa maior resistência à tração.

Na situação de duplo revenido, o mesmo é possível de ser observado (figura 24), sendo que neste último caso, os valores de resistência à tração apresentam-se muito similares para ambas as temperaturas de austenitização. O valor máximo de resistência à tração obtido encontra-se próximo do objetivo, atingindo os 1457 MPa, para a temperatura de revenido a 370 °C, que poderá dever-se à microestrutura ser muito similar à microestrutura após têmpera, mantendo assim a elevada dureza e resistência à tração provenientes da martensite.

É importante salientar que, para uma menor temperatura de austenitização (900 °C), a resistência à tração é superior à resistência quando o aço é austenitizado a uma temperatura mais elevada (920 °C), ao contrário do que era esperado. Este fenómeno possivelmente dever-se-á a uma maior quantidade de cementite, com menor tamanho, verificada nas microestruturas austenitizadas a 920 °C.

5.2.1.3. *Considerações finais*

Após a análise dos dados recolhidos para a liga B foi possível decidir o que alterar no próximo vazamento:

1. Aumentar o teor em carbono para alcançar valores de dureza e resistência à tração mais elevados, pois estas propriedades estão intimamente relacionadas com o teor em carbono da liga. No entanto, o teor em carbono não deverá ultrapassar os 0,30% de forma a não comprometer em demasia a ductilidade.
2. Aumentar o teor em níquel para 1% e 1,25%, de forma a aumentar a energia absorvida. Por experiência da empresa, optou-se por estes dois valores.
3. Como o duplo revenido não demonstrou melhoras apreciáveis nas propriedades mecânicas, e acrescentava mais uma etapa ao processo, e por consequência, aumentando os custos finais da peça, foi excluído.
4. O facto das propriedades se relacionarem entre si facilita a escolha dos dois tratamentos térmicos mais eficazes para alcançar o objetivo:
 - a. A diferença entre as duas temperaturas de austenitização não teve grande influência nos resultados. Assim, optou-se pela temperatura de austenitização mais baixa (900 °C).
 - b. As temperaturas de revenido mais favoráveis seriam as de 370 e 500 °C.

Os tratamentos térmicos seleccionados encontram-se assinalados nas figuras 25 e 26.

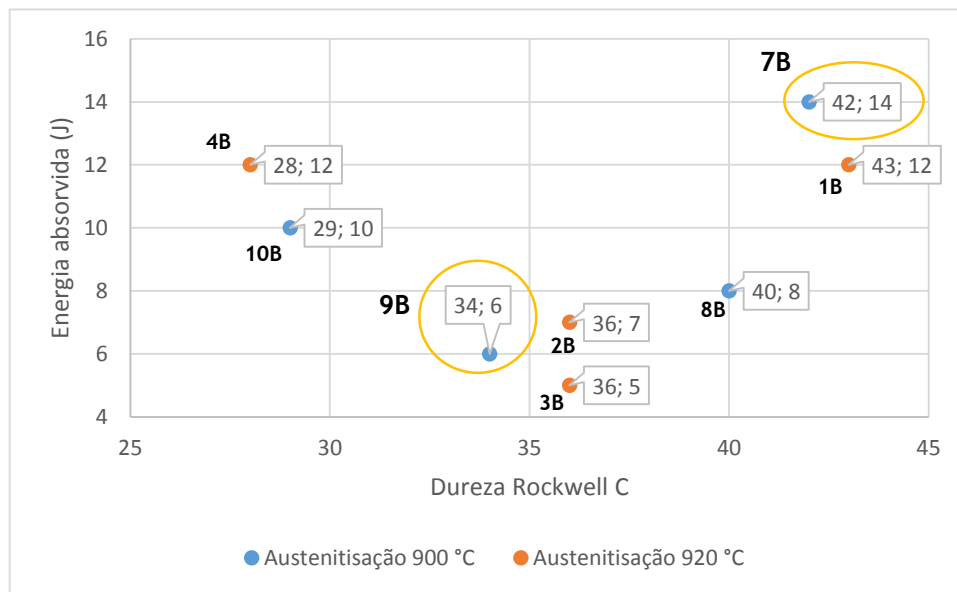


Figura 25: Energia absorvida em função da dureza Rockwell C para a liga B.

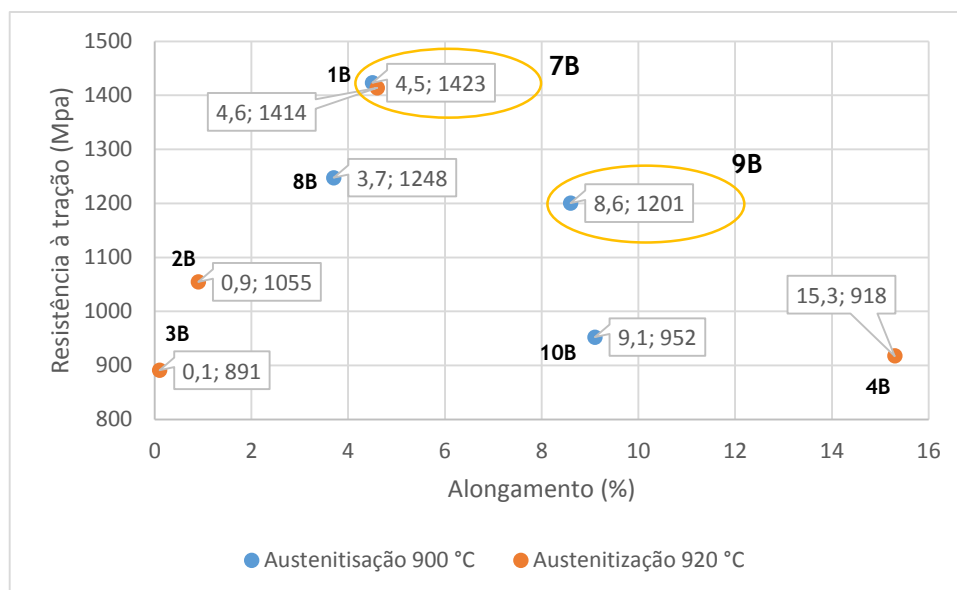


Figura 26: Resistência à tração em função do alongamento para a liga B.

5.2.2. Ligas C, D, E, F, G e H

5.2.2.1. Normalização

Na figura 27 são apresentadas as microestruturas do aço BL10 após modificação da composição química, tratadas termicamente a 920 °C com um estágio de 180 minutos, de forma a realizar a normalização.

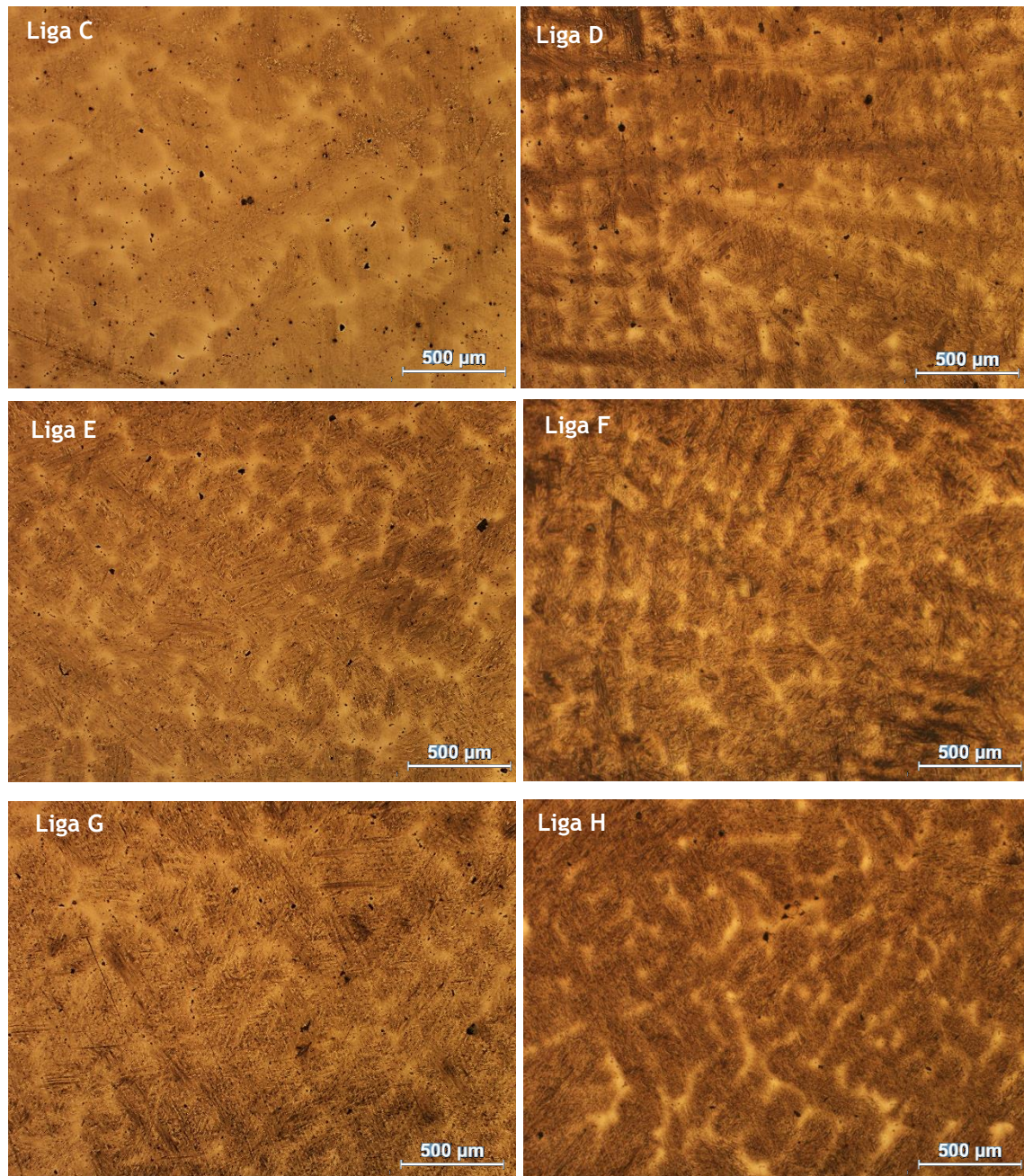


Figura 27: Microestruturas do aço BL10 modificado (ligas C a H) após normalização a 920 °C, durante 180 minutos. Ataque com nital 4%.

Todas as microestruturas, mesmo após tratamento térmico de normalização, possuem uma estrutura dendrítica, o que poderá ter implicações a nível de propriedades mecânicas, especialmente no alongamento.

5.2.2.2. *Têmpera e revenido*

Ao longo desta secção irá estudar-se a microestrutura do aço BL10 modificado, e os respetivos resultados dos ensaios mecânicos.

5.2.2.2.1. *Microestrutura*

A figura 28 representa as microestruturas das ligas C a H após têmpera em água a partir da temperatura de austenitização a 900 °C.

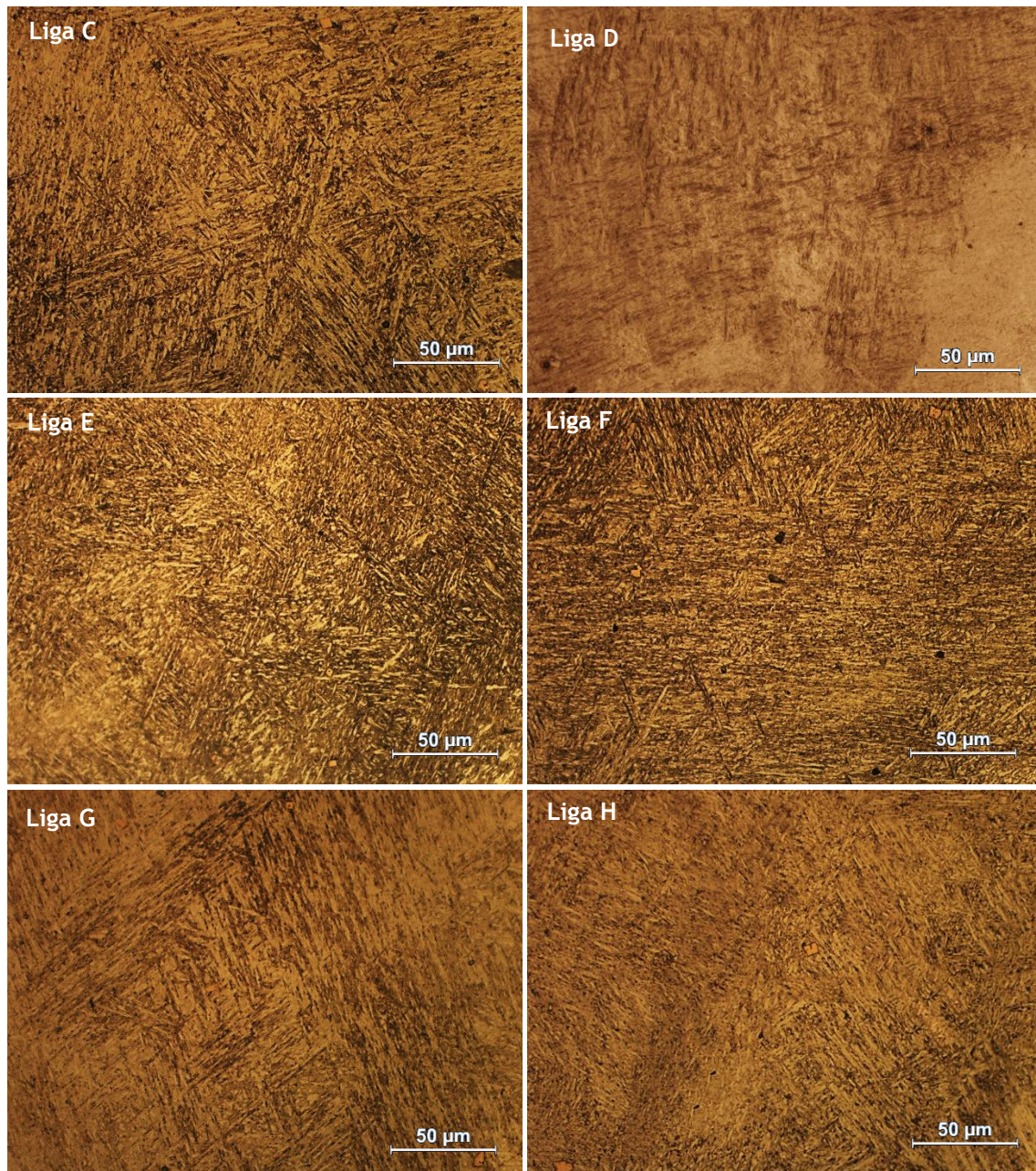


Figura 28: Microestruturas do aço BL10 modificado (ligas C a H) após austenitização a 900 °C seguida de arrefecimento rápido em água. Ataque com nital 4%.

As microestruturas apresentadas assemelham-se a microestrutura onde a martensite parece decomposta em ferrite e cementite. Este facto leva a por em causa se, aquando do arrefecimento rápido em água, se formou martensite. Assim, decidiu-se analisar com maior atenção a microestrutura após normalização (figura 29).

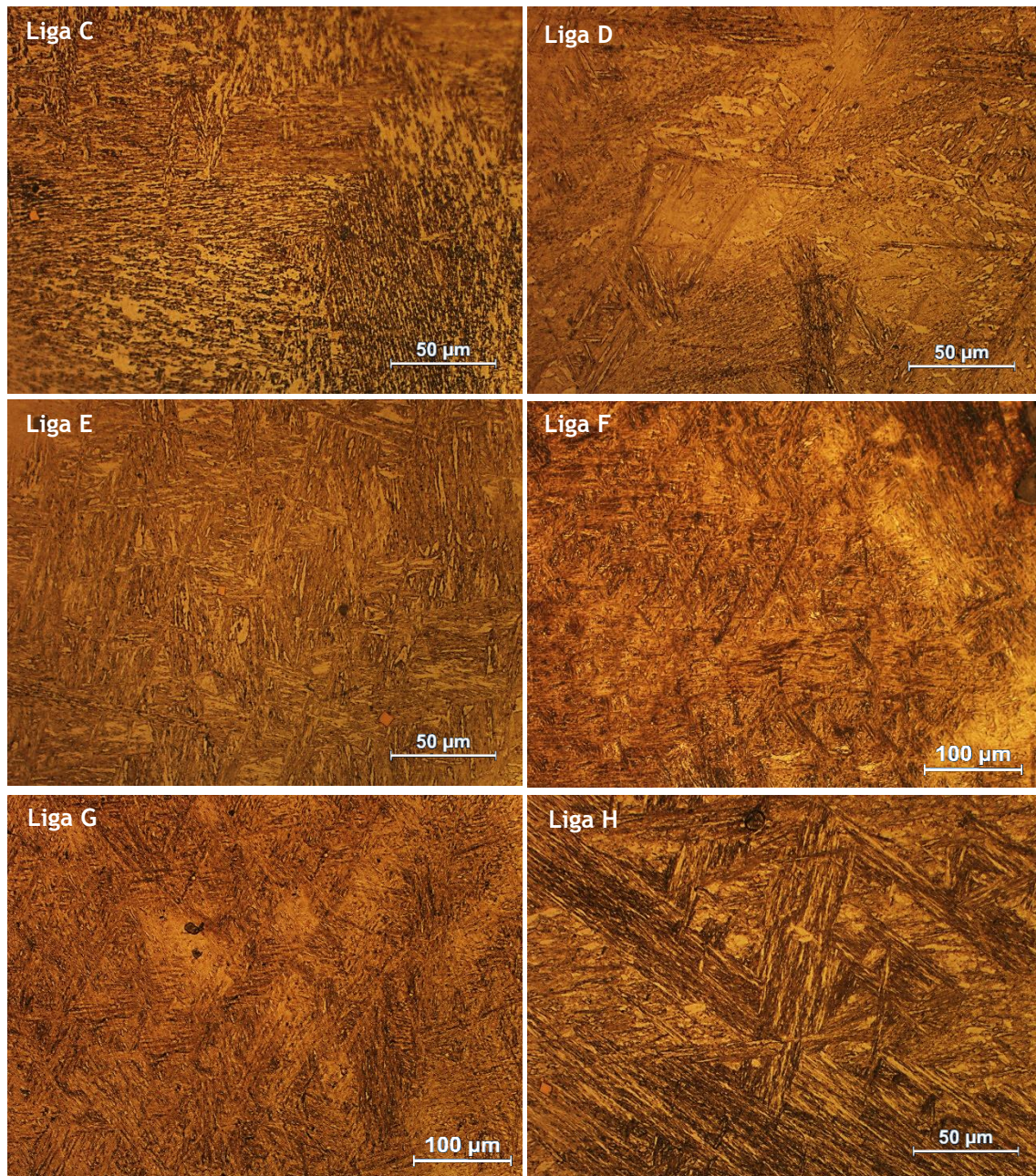


Figura 29: Maior detalhe das microestruturas do aço BL10 modificado (ligas C a H) após normalização a 920 °C, durante 180 minutos. Ataque com nital %.

As microestruturas apresentaram uma mistura de martensite (constituente claro) com alguma bainite (constituente escuro). As ligas estudadas nesta secção possuem um teor de níquel superior quando comparadas com o teor da liga B. O níquel é um elemento que aumenta a temperabilidade, assim, o aço BL10 modificado poderá ter temperado ao ar, aquando do tratamento de normalização, nas condições de realização do tratamento mencionadas anteriormente. Este fenómeno poderá ser justificado mais à frente no ensaio de dureza. As figuras 30 e 31 representam a microestrutura após revenido para as diferentes ligas estudadas.

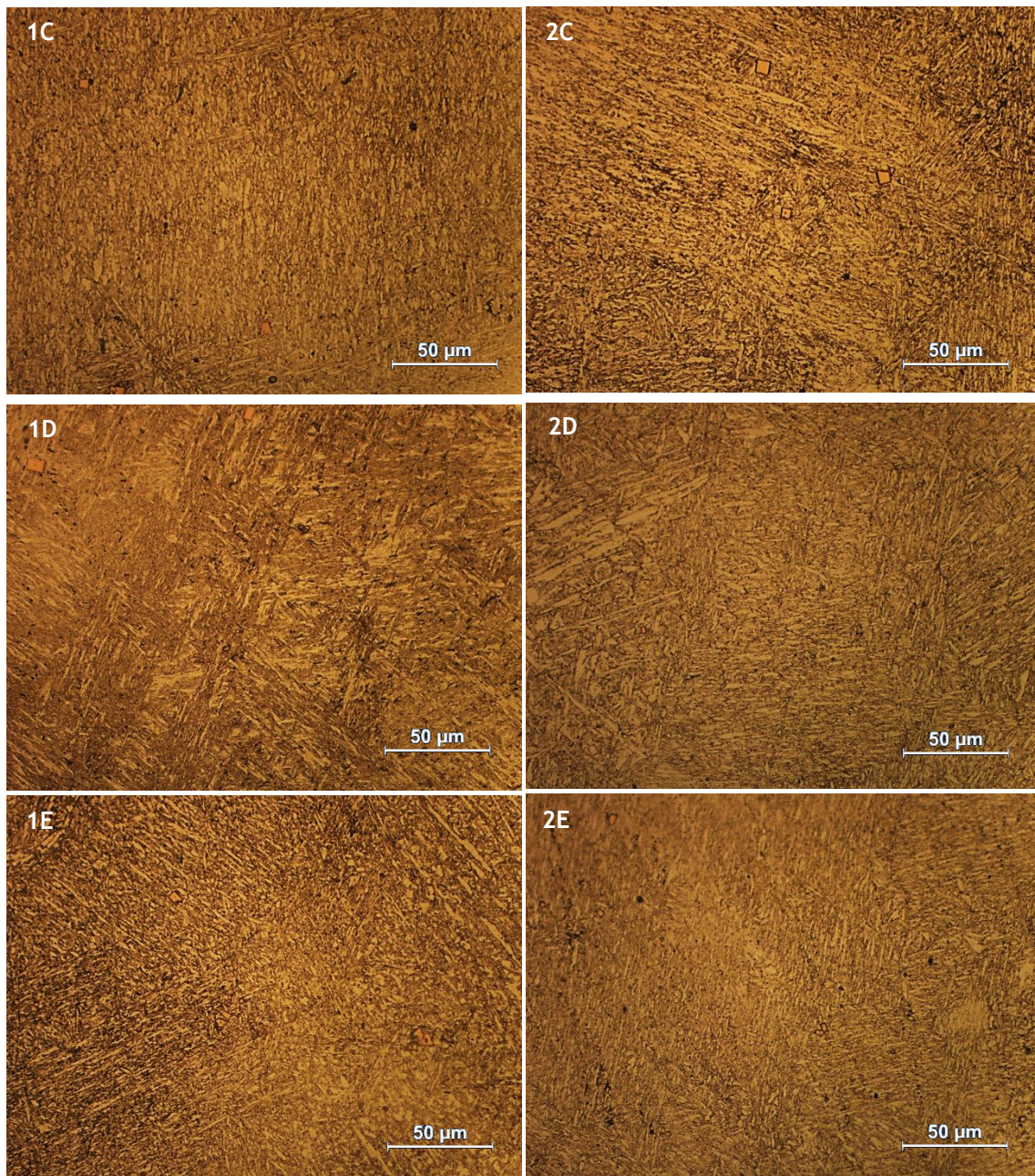


Figura 30: Microestruturas do aço BL10 modificado após austenitização a 900 °C e tratamento de revenido a diferentes temperaturas: 1C, 1D e 1E – 370 °C; 2C, 2D e 2E – 500 °C. Temperatura de austenitização: 900 °C. Ataque com nital 4%.

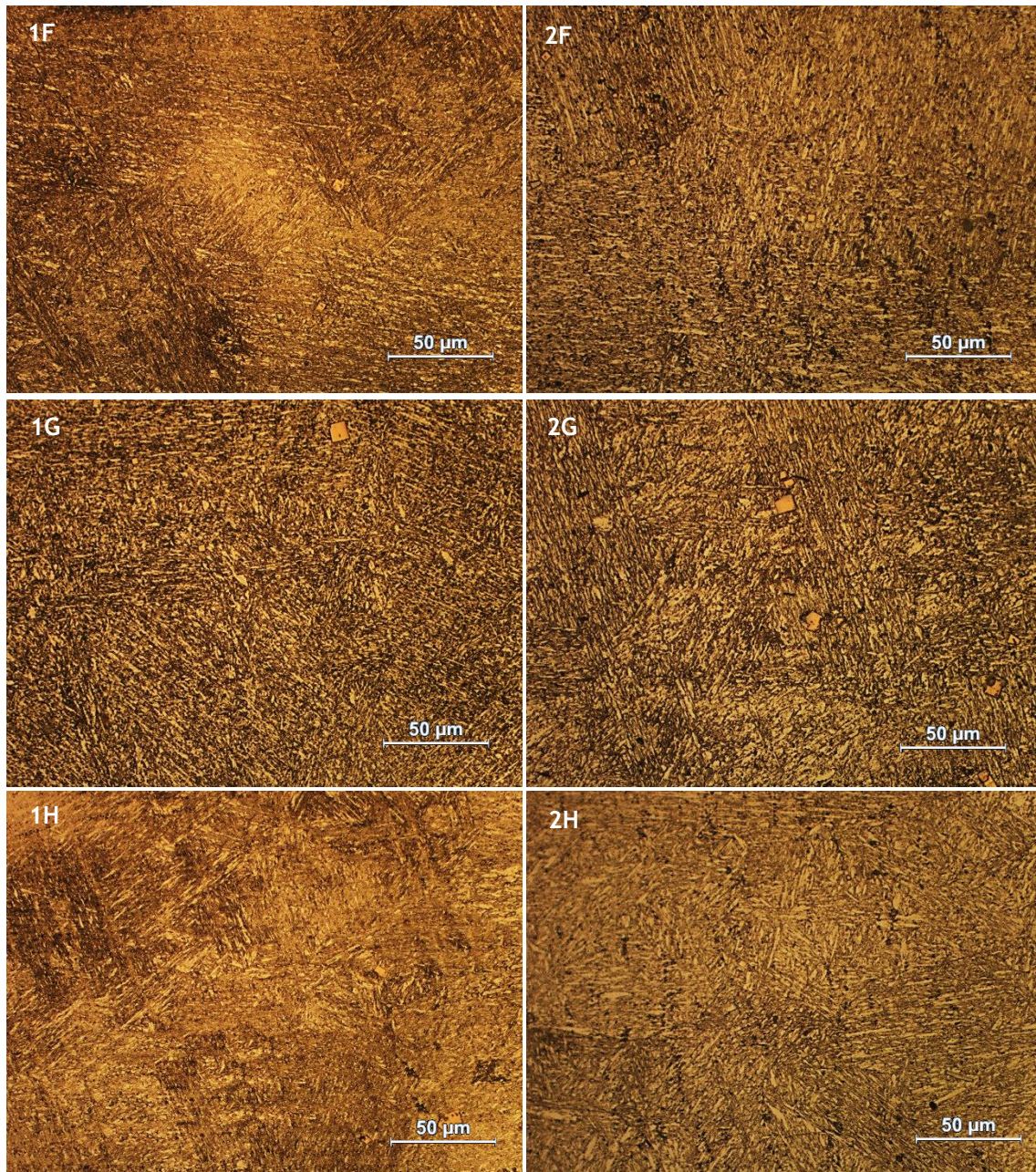


Figura 31: Microestruturas do aço BL10 modificado após austenitização a 900 °C e tratamento de revenido a diferentes temperaturas: 1F, 1G e 1H – 370 °C; 2F, 2G e 2H – 500 °C. Temperatura de austenitização: 900 °C. Ataque com nital 4%.

As microestruturas após revenido apresentam-se características deste tipo de tratamento. Tendo em consideração que a microestrutura após normalização apresentava alguma bainite, deve-se salientar que esta reage de forma diferente ao revenido: como a bainite possui pouco carbono em solução, as microestruturas bainíticas são muito menos sensíveis ao revenido, ou seja, não há praticamente perda de dureza [8].

5.2.2.2.2. Ensaios mecânicos

Na tabela B.2, no anexo B, encontram-se todos os resultados dos ensaios mecânicos de forma mais detalhada.

A análise das curvas de revenido para a série C a H pode ser efetuada através das figuras 32 e 33. As ligas foram divididas em duas figuras, recorrendo ao teor em carbono de cada liga, de forma a ser mais fácil a sua interpretação.

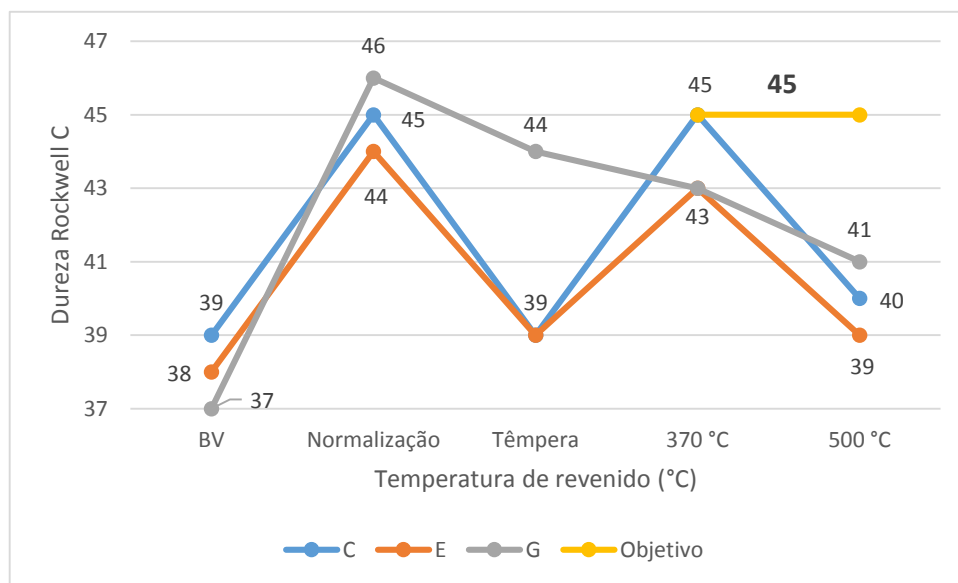


Figura 32: Curvas de revenido para o aço BL10 modificado (ligas C, E e G), em função do teor em carbono e da temperatura de revenido. Temperatura de austenitização: 900 °C.

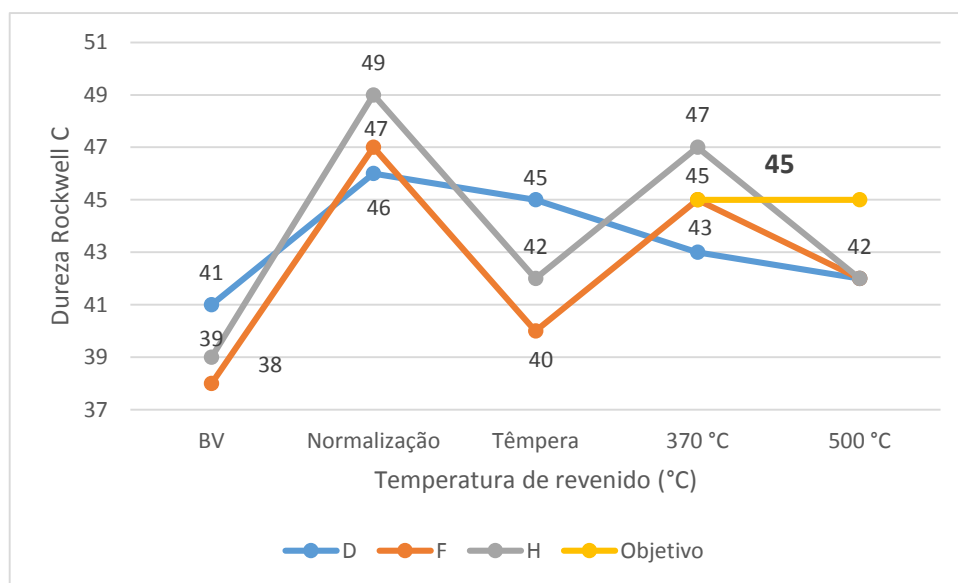


Figura 33: Curvas de revenido para o aço BL10 modificado (ligas D, F e H), em função do teor em carbono e da temperatura de revenido. Temperatura de austenitização: 900 °C.

Ao observar as curvas de revenido destas ligas, independentemente do teor em carbono, verificou-se que a dureza aumenta significativamente com o tratamento de normalização, o que veio confirmar a suspeita de formação de martensite após este tratamento térmico. Depois da têmpera em água, a dureza das ligas C, E, F e H sofreu uma descida acentuada. Este fenómeno poderá ser justificado pelo duplo tratamento realizado: após a primeira austenitização (normalização), como já foi referido, o aço possivelmente temperou, aumentando consideravelmente a dureza. Enquanto durante a segunda austenitização (têmpera), o aço amaciou devido a alguns precipitados terem-se dissolvido na matriz.

As ligas que melhor resposta tiveram ao tratamento foram as C, F e H, atingindo uma dureza de 45 e 47 HRC, respetivamente, para a temperatura de revenido a 370 °C. Nestas ligas, o teor em carbono e níquel são mais elevados quando comparados com os mesmos teores para a liga B, facto que poderá ter provocado a maior dureza do aço. Os valores de dureza obtidos para as ligas E, G e D foram de 43 HRC, que apesar de ser inferior às durezas obtidas para as ligas C, F e H, à mesma temperatura de revenido, não se distancia muito do valor objetivo. Quando se elevou a temperatura de revenido até aos 500 °C, o valor de dureza de todas as ligas estudadas diminuiu, como era esperado. É de notar que, para as ligas D e G, não se verificou uma descida de dureza tão acentuada após tratamento de revenido, razão que poderá advir de uma maior percentagem de bainite na microestrutura, que faz com que a perda de dureza ao longo do tratamento seja menor.

O aumento do teor em carbono e níquel aumentou significativamente as durezas destas ligas quando comparadas com a liga B, para as mesmas condições de tratamento.

Na figura 34 são apresentados os resultados obtidos no ensaio de resiliência.

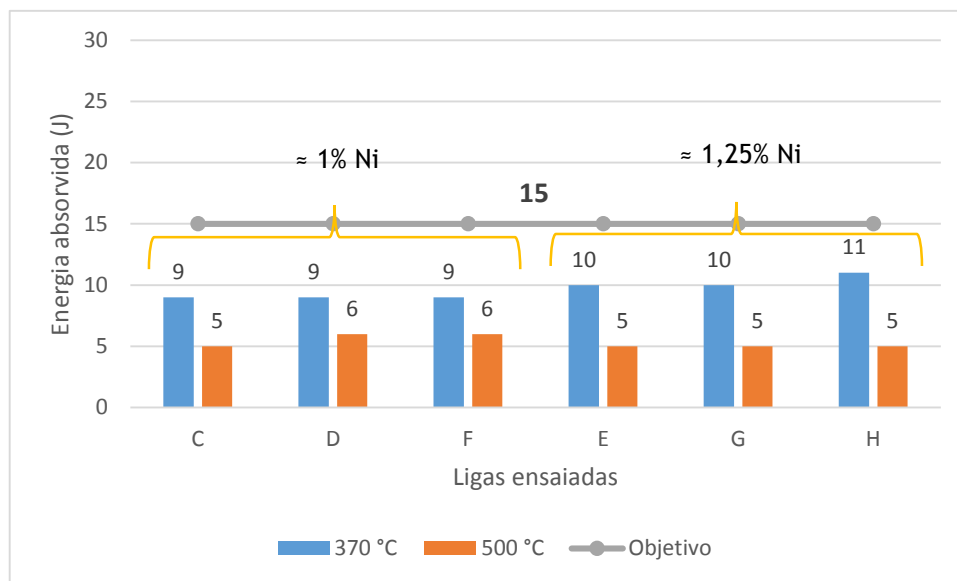


Figura 34: Energia absorvida à temperatura ambiente (20 °C) do aço BL10 modificado (ligas C a H).

Através da análise da figura anterior constatou-se que o aumento de 0,55% Ni (liga B) para os valores de níquel estabelecidos, não contribuiu para a melhoria da energia absorvida, ao contrário do que se planeou pois, quando se aplicou o tratamento térmico 7B ($T_{\gamma}=900\text{ }^{\circ}\text{C}$ e revenido a $370\text{ }^{\circ}\text{C}$), na liga B, a energia absorvida foi de 14 J, enquanto o mesmo tratamento térmico aplicado a estas ligas, a energia absorvida foi inferior, atingindo um máximo de 11 J para a liga H. O aumento do teor de níquel para estes valores poderá ser considerado nefasto para o aumento de energia absorvida. O teor em carbono influencia a quantidade de energia que um aço é capaz de absorver, sendo que quanto maior o teor neste elemento, menor será a energia absorvida [5]. As ligas D, F e H são as que possuem um teor em carbono mais elevado, o que seria de esperar que o valor de energia absorvida correspondente fosse menor quando comparado com as outras ligas. Porém, os valores de energia absorvida das ligas estudadas é muito similar, o que se poderá inferir que o teor em níquel influencia mais a quantidade de energia absorvida que o teor em carbono, para os teores em estudo, pois os valores mais elevados de energia absorvida foram alcançados quando o teor de níquel era de, aproximadamente, 1,25%. Também se verificou que estas ligas seguem a mesma tendência que a liga B: a energia absorvida a

500 °C é menor, cerca de 5 J, que a energia absorvida quando o aço é revenido a 370 °C. Esta diminuição de energia absorvida à temperatura de 500 °C pode deve-se à fragilização que ocorre no aço durante o revenido, como já foi mencionado para o caso da liga B [9].

A seguinte figura representa os alongamentos obtidos nos ensaios de tração para as ligas de C a G.

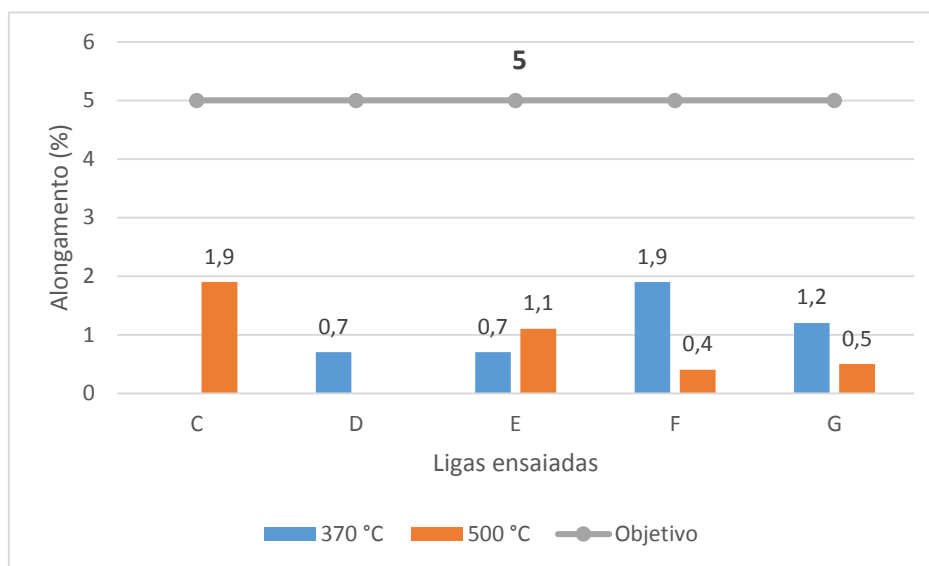


Figura 35: Alongamento do aço BL10 modificado (ligas C a G).

A liga C, para uma temperatura de revenido a 370 °C, e a liga D, para uma temperatura de 500 °C, a rotura dos provetes deu-se fora das marcas de referência, não sendo considerados válidos os resultados.

Os esforços para contornar o problema da estrutura dendrítica não foram totalmente eficazes, pois, após normalização, a microestrutura ainda se encontrava parcialmente dendrítica (ver figura 27). Este tipo de estrutura reflete-se nos resultados de alongamento, que são muito inferiores aos resultados obtidos para a liga B, nas mesmas condições de tratamento ($T_{\gamma}=900$ °C e revenido a 370 e 500 °C). Para o tratamento térmico 7B, o alongamento do aço foi de 4,5%, enquanto nestas ligas, o alongamento máximo que se obteve foi de 1,9%, para a liga C, a 500 °C e, para a liga F, a 370 °C. Estes alongamentos baixos poderão estar relacionados com os valores de dureza elevados obtidos com estes tratamentos (40 HRC para a liga C e 45 HRC para a liga F). Posteriormente aos fatores analisados para as possíveis razões do baixo alongamento obtido para estas ligas, também se poderá acrescentar o facto de

os teores em carbono e níquel influenciarem esta propriedade de forma negativa [5, 7, 10, 11], baixando assim o alongamento.

A figura 36 representa os valores de resistência à tração obtidos nos ensaios de tração a que as ligas C a G foram sujeitas.

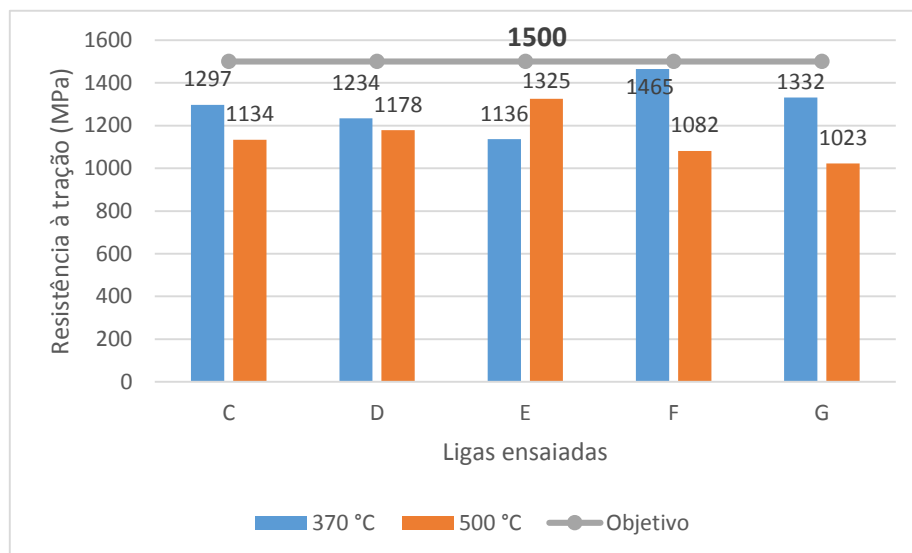


Figura 36: Resistência à tração do aço BL10 modificado (ligas C a G).

É importante referir que a liga D, revenida a 370 °C, e as ligas F e G, revenidas a 500 °C, a rotura do provete deu-se antes de atingir o limite elástico. Este fenómeno poderá ser justificado pela presença de pequenas inclusões e/ou porosidades que provocaram a fratura prematura no aço, não atingindo o máximo de resistência à tração que seria capaz.

A liga que mais se aproxima do objetivo é a F, com um valor de resistência à tração de 1465 MPa, para um tratamento de revenido a 370 °C, o que seria de esperar dado que esta liga possui um elevado teor em carbono (0,335%) e foi tratada a baixa temperatura de revenido. A este elevado valor de resistência à tração corresponde um valor de dureza de 45 HRC. Nas restantes ligas obtiveram-se valores próximos do objetivo, sendo as durezas destas ligas mais baixas que a da liga F, exceto para a liga C, que alcançou 45 HRC. À temperatura de revenido de 500 °C, os valores de resistência à tração obtidos não se encontraram muito longe do objetivo, porém, as durezas correspondentes foram inferiores às obtidas para o revenido a 370 °C.

Com o aumento do teor em carbono não melhora significativamente a resistência mecânica em comparação aos resultados obtidos para a liga B.

5.3. Microscopia eletrônica de varrimento

A sessão de microscopia eletrônica de varrimento (MEV) teve como principal objetivo a caracterização dos precipitados do bruto de vazamento e, de uma amostra após tratamento térmico. Outro objetivo para esta sessão seria avaliar a superfície de fratura de dois provetes de tração: um que fraturou antes de atingir o limite elástico e outro que o atingiu.

A composição química em percentagem atômica de todas as zonas assinaladas para as três ligas analisadas por MEV encontram-se detalhadas no anexo C. No entanto, é de salientar que a detecção do carbono sofre muito ruído emitido pelos outros elementos logo, não deve ser dada muita atenção à percentagem obtida para este elemento. A composição das diferentes zonas, por vezes, não é completamente “limpa”. Isto é, quando os elementos se encontram muito próximos uns dos outros, a quantificação de um elemento em específico torna-se impossível.

5.3.1. Liga B

Na figura 37 podem-se observar as inclusões presentes no bruto de vazamento da liga B.

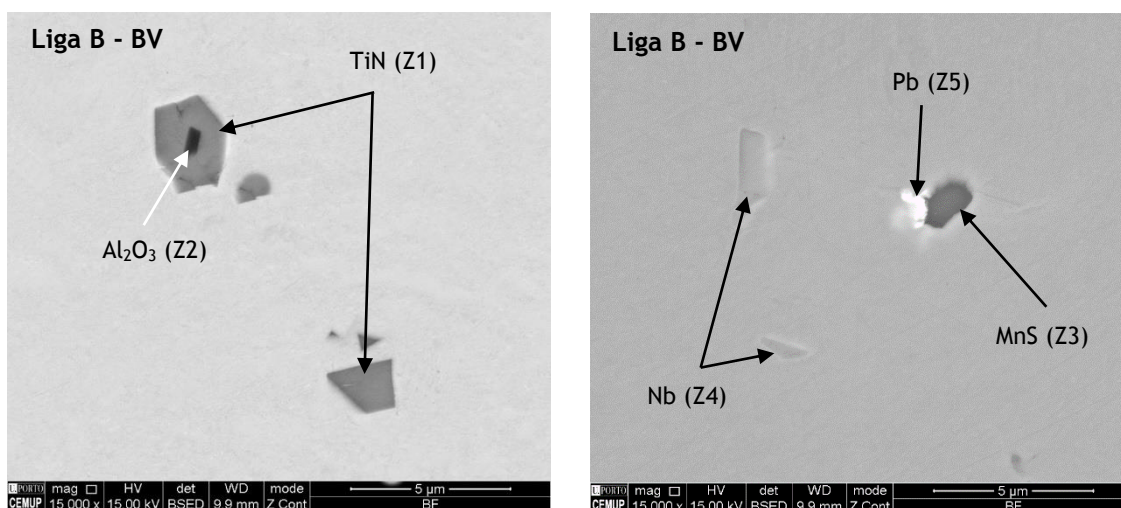


Figura 37: Inclusões no bruto de vazamento da liga B. Imagens obtidas por MEV, a partir de eletrões retrodifundidos. As inclusões estão identificadas por zonas (Z).

Os produtos de fundição normalmente apresentam inclusões de natureza metálica ou não, devidas ao processo de produção. Analisando a figura 37, verifica-se a presença de algumas inclusões não metálicas como o nitreto de titânio (Z1), que já era possível de se observar na análise metalográfica,

aparecendo com uma coloração rosa. No seu interior aparece a alumina (Z2), que advém da operação de desoxigenação. Outro tipo de inclusão presente é o sulfureto de manganês (Z3), produto da reação entre o enxofre e manganês. Esta inclusão é muito plástica, deformando-se no sentido de maquinagem do aço [23, 24].

Também se encontram presentes elementos metálicos provenientes da carga metálica como o nióbio (Z4) e chumbo (Z5). As inclusões de chumbo aparecem dispersas na matriz e este, como não se combina com nenhum outro elemento, atua na maquinagem do aço de um modo similar às inclusões de sulfureto de manganês, podendo mesmo melhorar a maquinagem do aço [24, 25].

Na figura 38 observam-se as diferentes inclusões presentes na liga B, após tratamento térmico correspondente ao 7B (tabela 4).

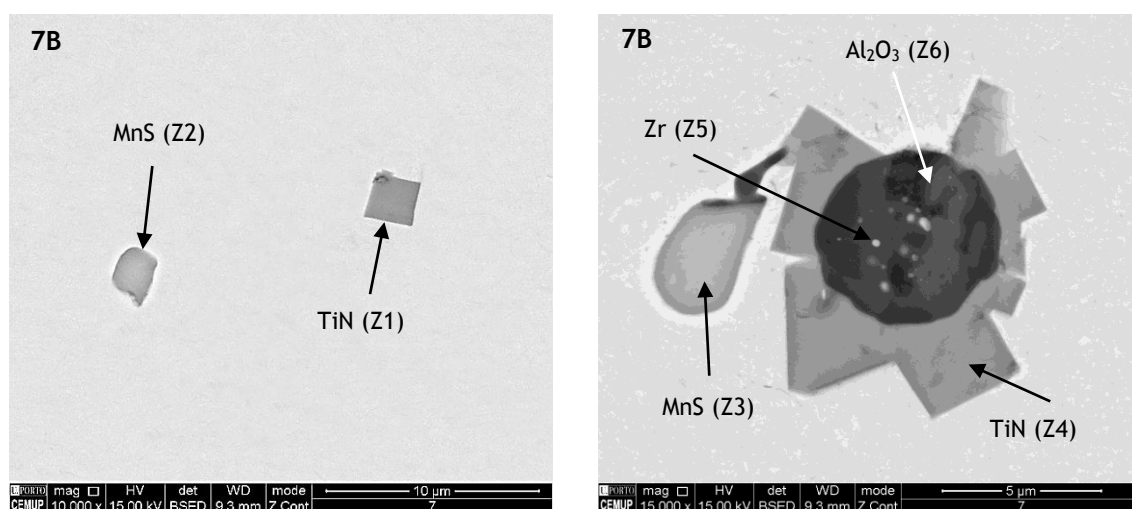


Figura 38: Inclusões na liga B após tratamento térmico (7B). Imagens obtidas por MEV, a partir de eletrões retrodifundidos. As inclusões estão identificadas por zonas (Z).

Após tratamento térmico, pode constatar-se, como seria de esperar, que as inclusões não metálicas encontradas no bruto de vazamento da liga permanecem na amostra, como o nitreto de titânio (Z1 e Z4), sulfureto de manganês (Z2 e Z3) e alumina (Z6), surgindo novamente rodeada pelo nitreto de titânio. Uma nova inclusão metálica é observada - zircónio (Z5). Como elemento residual isolado não prejudica as propriedades mecânicas do aço. Contudo, este elemento possui um efeito endurecedor que se pode tornar indesejável, pois afeta a ductilidade [23]. Através da composição química em

percentagem atômica verifica-se que, nas zonas 3, 5 e 6 da amostra 7B, existe a presença de cálcio. Este elemento poderá ter origem em reações entre o refratário do forno e o metal líquido.

Na amostra tratada termicamente (7B) não se observou carbonetos precipitados, o que poderá indicar que, os carbonetos identificados nas microestruturas revenidas, muito possivelmente serão cementite.

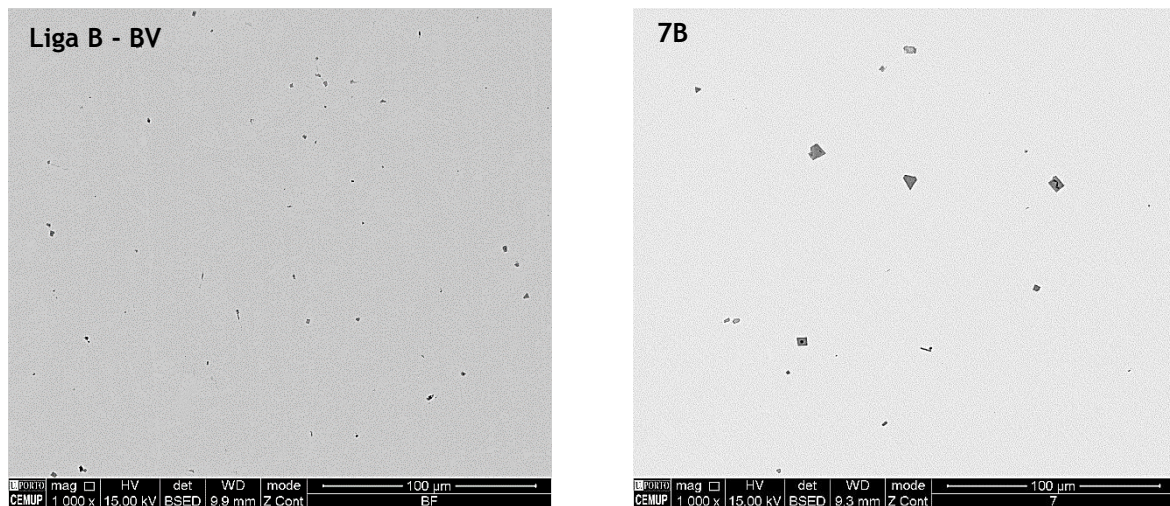


Figura 39: Representação geral das inclusões na matriz no bruto de vazamento e após tratamento térmico da liga B. Imagens obtidas por MEV, a partir de elétrons retrodifundidos.

Ao examinar a figura 39, representação global da liga B, verifica-se que as inclusões não metálicas encontram-se em maior número e são de menor tamanho no bruto de vazamento que após tratamento térmico. Esta característica pode estar relacionada com a velocidade de arrefecimento do aço, pois quanto mais elevada esta for, maior será a quantidade de inclusões, com menor tamanho [7].

Nas figuras 40 e 41 pode-se observar a superfície de fratura dos provetes 3B e 9B, respetivamente.

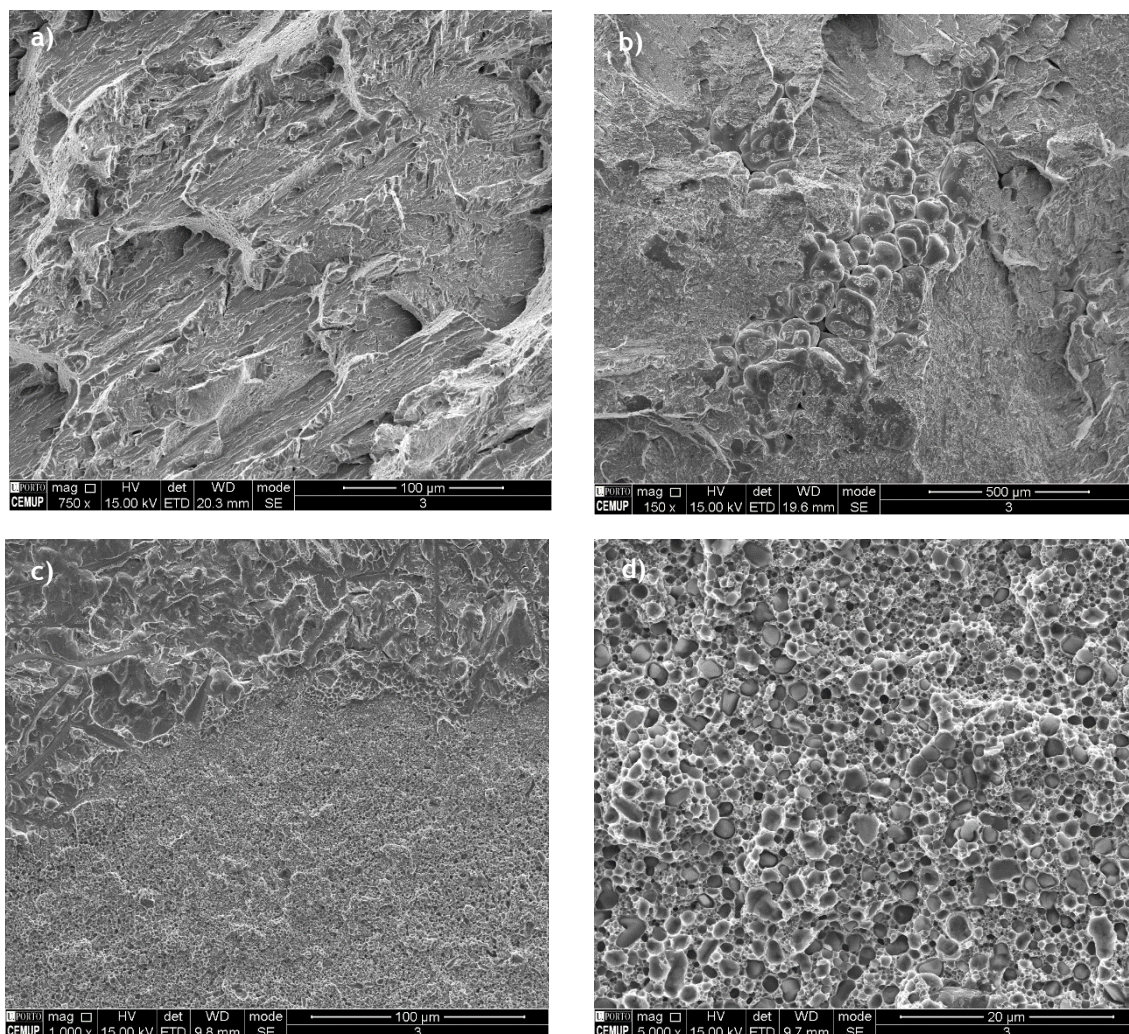


Figura 40: Imagens da superfície de fratura do provete 3B.

O provete 3B, que fraturou antes de atingir o limite elástico, apresenta uma fratura frágil (figura 40-a). No seu interior é possível observar muita porosidade (figura 40-b) e inclusões não metálicas de sílica (figura 40-c e d). Estes defeitos podem justificar a rotura precoce deste provete, justificando os maus resultados.

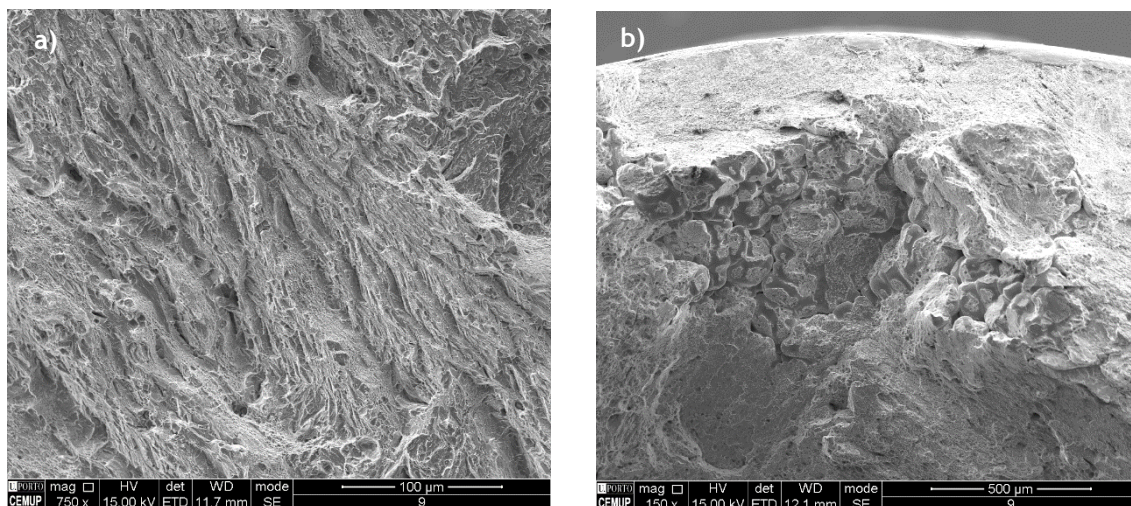


Figura 41: Imagens da superfície de fratura do provete 9B.

A superfície de fratura do provete 9B é mais dúctil (figura 41-a), o que seria de esperar dado que este provete teve um alongamento bastante superior ao da amostra 3B. Todavia, o provete continha porosidades (figura 41-b), o que pode ter prejudicado o alongamento e resistência à tração.

5.3.2. Ligas C e H

Na figura seguinte são apresentadas as inclusões existentes no bruto de vazamento das ligas C e H.

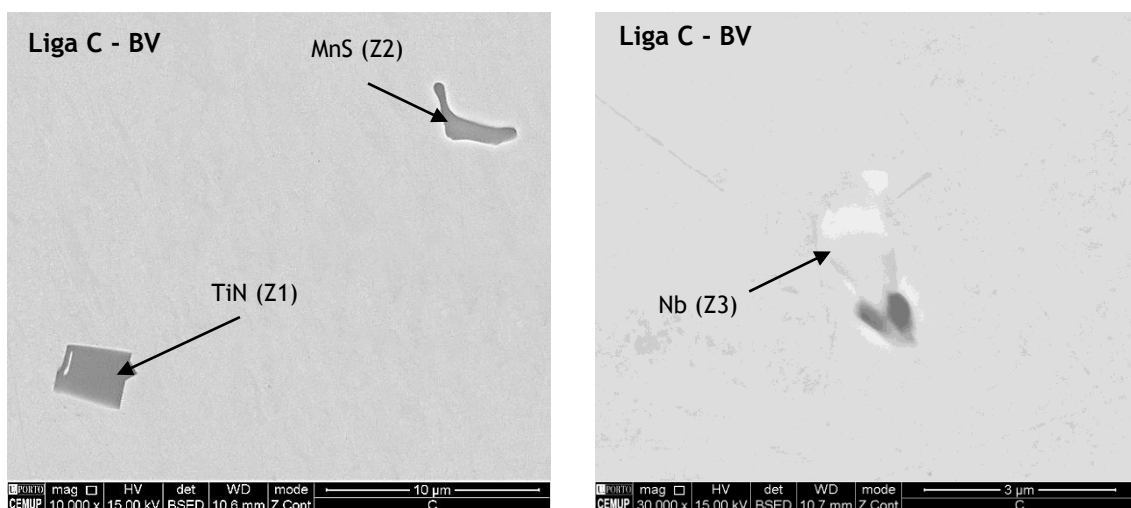


Figura 42: Inclusões do bruto de vazamento da liga C. Imagens obtidas por MEV, a partir de eletrões retrodifundidos. As inclusões estão identificadas por zonas (Z).

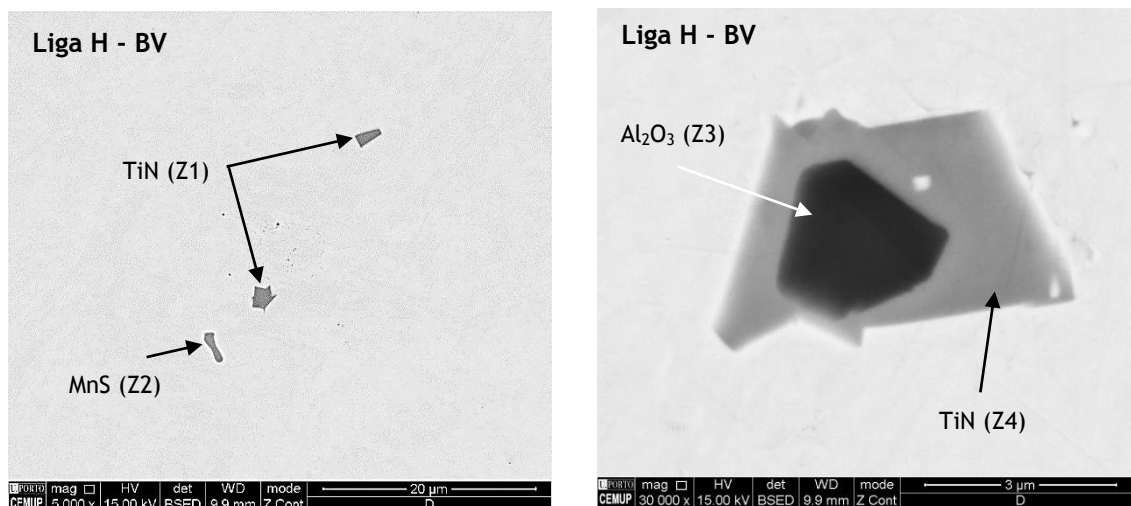


Figura 43: Inclusões do bruto de vazamento da liga H. Imagens obtidas por MEV, a partir de elétrons retrodifundidos. As inclusões estão identificadas por zonas (Z).

As inclusões metálicas e não metálicas presentes nos brutos de vazamento nas ligas C e H (figuras 42 e 43) são do mesmo tipo que as inclusões que apareciam no bruto de vazamento da liga B. Mais uma vez, a alumina ocorre rodeada pelo nitreto de titânio.

Supõe-se que todas as inclusões presentes no aço destas duas ligas tenham a mesma origem que as inclusões da liga B.

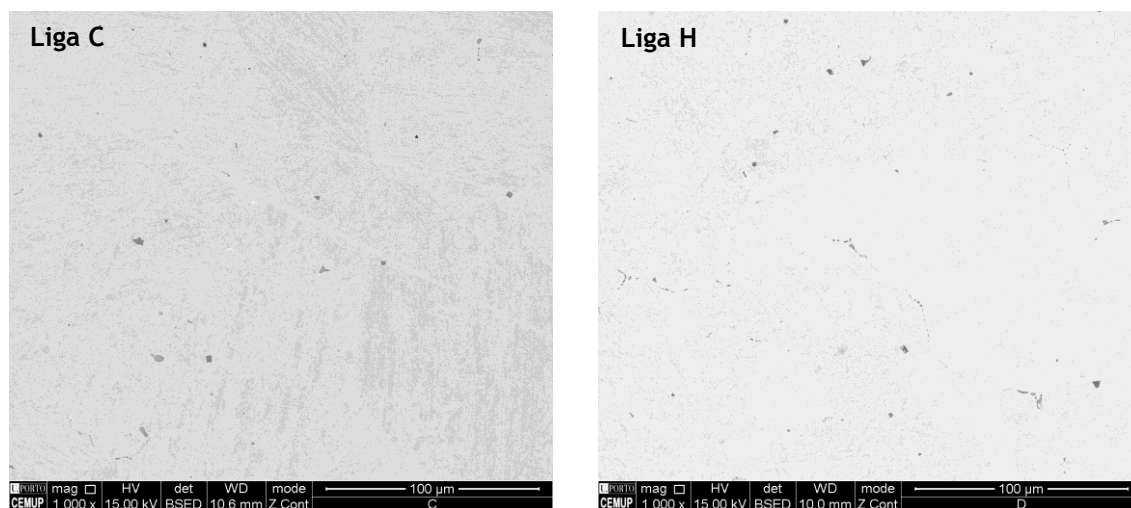


Figura 44: Representação global das inclusões na matriz no bruto de vazamento das ligas C e H. Imagens obtidas por MEV, a partir de elétrons retrodifundidos.

Ao analisar as representações globais das ligas C e H (figura 44) constata-se que a inclusão de sulfureto de manganês é a mais frequente. Também se verifica que, como aconteceu para o bruto de vazamento da liga B, as inclusões são pequenas e ocorrem em quantidade significativa. Isto deve-se, mais uma vez, à velocidade de arrefecimento.

6. Conclusões

Este trabalho foi realizado tendo como foco o conjunto de propriedades requeridas e tendo sempre em mente que tudo o que se realizasse deveria ser viável para ser aplicado na indústria e em peças reais. As principais conclusões encontram-se enumeradas de seguida.

- Com as temperaturas de austenitização estudadas (900 e 920 °C) não se verificaram diferenças significativas nas propriedades mecânicas.
- Com o tratamento térmico de duplo revenido não se obteve as propriedades mecânicas pretendidas, não sendo considerado uma mais-valia para o objetivo em questão.
- Para a liga B, à temperatura de revenido a 620 °C, conseguiu-se obter valores de energia absorvida e alongamento superiores quando comparado com temperaturas de revenido mais baixas. No entanto, a esta temperatura de revenido prejudica-se a resistência à tração e dureza do aço.
- Temperaturas mais baixas de revenido são favoráveis à elevada dureza e resistência à tração do aço.
- Com o aumento do teor em carbono conseguiu-se um valor mais elevado de dureza após revenido, tanto a 370 °C, como a 500 °C.
- A resistência à tração não melhorou significativamente com o aumento do teor em carbono, mantendo-se na mesma ordem de valores da liga B.
- O aumento do teor em níquel para as ligas do aço BL10 modificado não demonstrou melhoras apreciáveis em relação ao teor inicial.
- O tratamento que se revelou mais eficaz para atingir as propriedades desejadas foi austenitizar a 900 °C seguido de um arrefecimento rápido em água; temperatura de revenido a 370 °C com arrefecimento calmo ao ar. A liga em questão foi a B.

O conjunto de propriedades mecânicas objetivo para este trabalho foi atingido com o tratamento térmico mencionado no último ponto. Contudo, há que ter em atenção que estes objetivos são para a primeira fase do trabalho, sendo necessária a continuação do trabalho a partir deste ponto para se alcançar as propriedades finais.

7. Sugestões para futuros trabalhos

Tendo em consideração todo o trabalho realizado, algumas sugestões para futuros trabalhos podem ser feitas, de forma a alcançar as propriedades finais citadas no capítulo 1:

- Realizar tratamentos térmicos a temperaturas de austenitização diferentes às estudadas, executando ensaios dilatométricos com o objetivo de determinar as temperaturas críticas de transformação do aço BL10.
- Aumentar o teor em carbono na composição química do aço base BL10 para elevar a dureza e resistência à tração após tratamento térmico de têmpera e revenido, para as mesmas condições de tratamento.
- Aumentar o teor de Mo para tentar que o endurecimento secundário ocorra no aço e, ao realizar revenido a temperaturas mais elevadas, se consiga manter a elevada dureza e resistência à tração, sem comprometer em demasia o alongamento e energia absorvida.

8. Referências bibliográficas

1. Cruz Martins & Wahl, Lda. 2015. "Produção". Acedido a 25/03/2015. <http://www.cmw.pt/index.php/pt/>.
2. Krauss, George. 2005. *Steels: Processing, Structure, and Performance*. ASM Internacional. Ohio USA.
3. Chiaverini, Vicente. 1965. *Aços-Carbono e Aços-Liga*. 2 ed., Características Gerais; Tratamentos térmicos; Principais tipos. São Paulo: Associação Brasileira de Metais.
4. Ribeiro, Carlos Alberto Silva. 2012/ 2013. *Sebenta de Fundição*. Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.
5. Baker, Arai Tohru e Gordon, M. 1991. *ASM Handbook: Heat Treating*. 9 ed. Vol. 4: ASM Internacional.
6. Nunes, Rafael Menezes, et al. 1992. *ASM Handbook: Casting*. 9 ed. Vol. 15: ASM Internacional.
7. Seabra, Antera Valeriana de. 1981. *Metalurgia Geral*. Vol. 2. Lisboa.
8. Bhadeshia, H. K. D. H. e Honeycombe, R.W.K. 2006 *Steels - Microstructure and Properties* 3 ed. London: Elsevier Ltd.
9. Santos, Henrique. 2015. *Sebenta de Tratamentos Térmicos*. Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.
10. Santos, Henrique. 2015. *Sebenta de Materiais Metálicos* Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.
11. Metals, Global. 2015. "Effects of Alloying Elements in Steel". Acedido a 12/05/2015. http://www.globalmetals.com.au/_pdf/Metallurgical_Overview/section_4.pdf
12. Cho, Ki Sub, Park, Sung Soo, Do Hyeon Choi e Kwon, Hoon. 2014. "Influence of Ti addition on the microstructure and mechanical properties of a 5% Cr-Mo-V steel". *Journal of Alloys and Compounds*: 314 - 322.
13. Krauss, George. 1990. *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*. 6 ed.: ASM Internacional.
14. Software JMatPro. 2014. *Em Pratical software for materials properties*, editado por Sente Software Ltd.

15. Barreiro, José Apraiz. 1985. *Tratamientos Termicos de Los Aceros*. 8 ed. Madrid.
16. Internacional, ASM. 1995. *Heat Treater's Guide: Practices and Procedures for Irons and Steels*. 2 ed.
17. Durand-Charre, Madeleine. 2003. *Microstructure of Steels and Cast Irons*. Paris: Springer.
18. Maalekian, Mehran. 2007. "The Effects of Alloying Elements on Steels", Technische Universität Graz.
19. Adams, B. L. e Allya D. 2004. *ASM Handbook: Metallography and Microstructures*. Vol. 9: ASM Internacional.
20. Metalle, Technical Committee Prüfverfahren mit zügiger Beanspruchung für. *Test pieces for tensile testing of metallic materials*, em DIN 50125. 2004.
21. Instituto Português da Qualidade, *Ensaio de choque em provete entalhado Charpy - Parte 2: verificação da máquina de ensaio (martelo-pêndulo)*, em NP EN 10045-2. 2007.
22. Instituto Português da Qualidade, *Ensaio de dureza Rockwell - Parte 1: método de ensaio*, em NP EN ISO 6508-1. 2011.
23. Infomet. 2015. "Aços-carbono e Aços-liga: inclusões não-metálicas". Acedido a 04/08/2015. <http://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=5>.
24. Morais, Luís Augusto Batista de. 2009. "Caracterização de macro e micro-inclusões em aços acalmados ao alumínio produzidos por lingotamento contínuo", Engenharia Metalúrgica e de Materiais Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.
25. Macsteel Service Centre SA (Pty) Ltd. 2015. "MACSTEEL - SPECIAL STEELS CATALOGUE". Acedido a 04/08/2015. http://www.macsteel.co.za/files/alloying_elements_in_steel.pdf.

9. Anexos

9.1. Anexo A

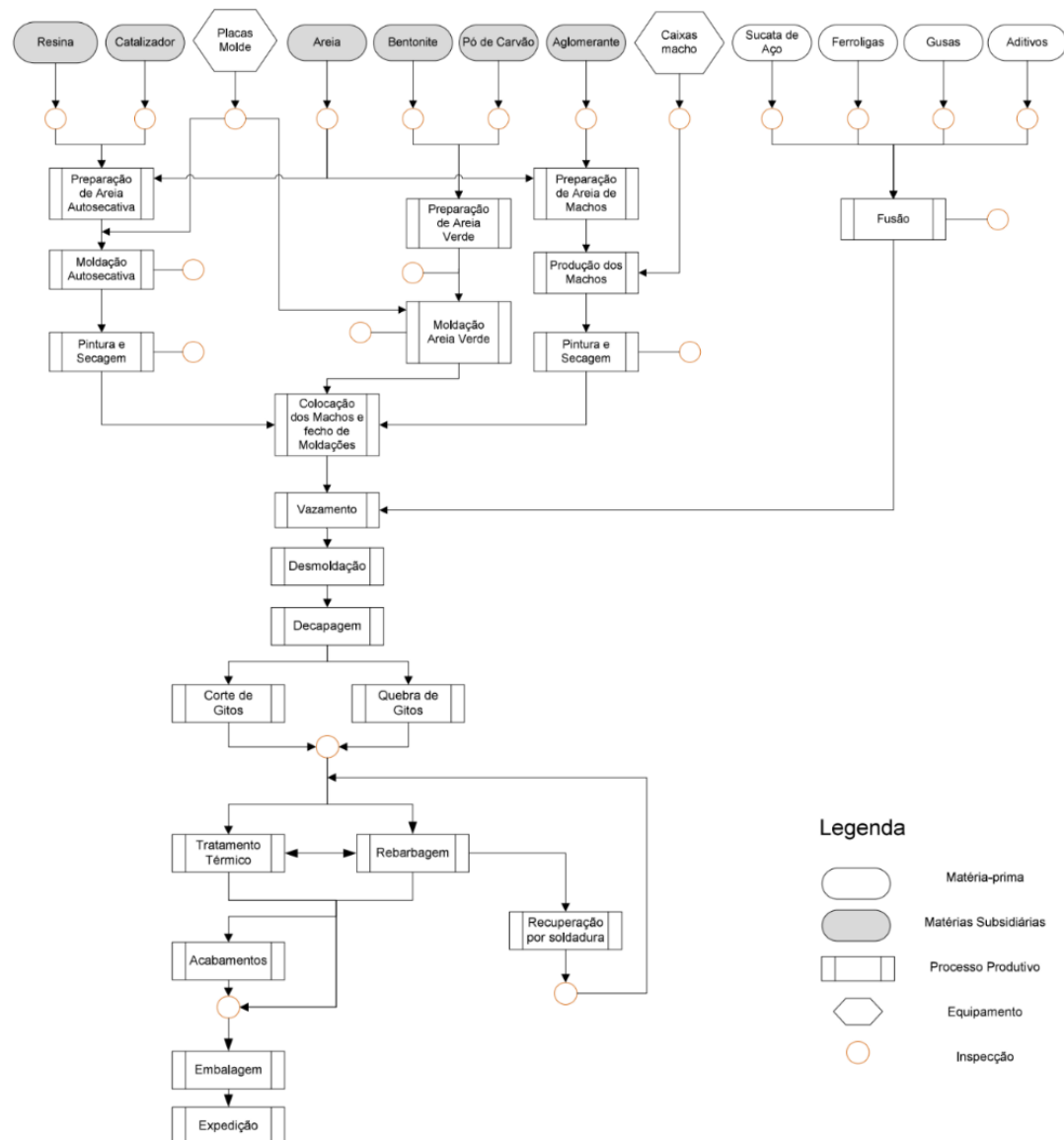


Figura A.1: Fluxograma geral de fabrico, controlo, inspeção e ensaio da empresa.

9.2. Anexo B - Ensaios mecânicos

Tabela B.1: Valores obtidos nos ensaios mecânicos dos provetes da liga B.

Amostra	Dureza (HRC)	Desvio Padrão (HRC)	A (%)	Rp 0,2% (MPa)	Rm (MPa)	Energia absorvida (J)	Desvio Padrão (J)
BV	38	0,6	-	-	-	-	-
N	37	0,7	-	-	-	-	-
1B-T	45	0,6	-	-	-	-	-
1B	43	1,3	4,6	1168	1414	12	0,9
2B	36	2,9	0,9	996	1055	7	0,9
3B ¹	36	1,0	0,1	-	891	5	0,5
4B	28	0,9	15,3	778	918	12	0,8
5B	39	1,2	2,4	1051	1166	6	0,9
6B	28	0,5	9,8	776	919	11	1,4
7B-T	42	1,0	-	-	-	-	-
7B	42	2,1	4,5	1191	1423	14	0,8
8B	40	0,4	3,7	1073	1248	8	1,2
9B	34	1,1	8,6	1046	1200	6	0,5
10B	29	0,7	9,1	832	952	10	0,5
11B	35	3,4	7,3	1036	1178	6	0,8
12B	29	1,0	8,4	811	937	10	1,2
13B	41	4,0	0,9	1139	1216	15	0,9
14B	42	1,6	5,6	1208	1457	13	1,9

¹ A rotura do provete deu-se antes de atingir o limite elástico.

Tabela B.2: Valores obtidos nos ensaios mecânicos dos provetes das ligas C a H.

Amostra	Dureza (HRC)	Desvio Padrão (HRC)	A (%)	Rp 0,2% (MPa)	Rm (MPa)	Energia absorvida (J)	Desvio Padrão (J)
BV-C	39	0,71	-	-	-	-	-
C-N	45	0,49	-	-	-	-	-
C-T	39	2,00	-	-	-	-	-
1C ²	45	2,32	0,5	1241,4	1296,6	9	1,0
2C	40	1,69	1,9	1081,0	1133,8	5	0,4
BV-D	41	0	-	-	-	-	-
D-N	46	0,75	-	-	-	-	-
D-T	45	4,66	-	-	-	-	-
1D ¹	43	2,65	0,7	-	1234,3	9	1,0
2D ²	42	0,43	0,6	1132,8	1177,8	6	1,2
BV-E	38	1,20	-	-	-	-	-
E-N	45	0,49	-	-	-	-	-
E-T	39	1,27	-	-	-	-	-
1E	43	1,92	0,7	1087,8	1135,9	10	0,6
2E	39	1,20	1,1	1243,3	1325	5	0,6
BV-F	38	0,70	-	-	-	-	-
F-N	47	0,63	-	-	-	-	-
F-T	40	0,97	-	-	-	-	-
1F	45	2,91	1,9	1333,2	1464,8	9	0,4
2F ¹	42	0,83	0,4	-	1081,7	6	0,2
BV-G	37	0,70	-	-	-	-	-
G-N	46	0	-	-	-	-	-
G-T	44	1,58	-	-	-	-	-
1G	43	2,54	1,2	1290,1	1331,9	10	0,8
2G ¹	41	0,78	0,5	-	1022,6	5	0,0
BV-H	39	1,65	-	-	-	-	-
H-N	49	0,98	-	-	-	-	-
H-T	42	1,71	-	-	-	-	-
1H	47	0,33	-	-	-	11	0,8
2H	42	0,93	-	-	-	5	0,2

² A rotura deu-se fora das marcas de referência.

9.3. Anexo C - Microcopia eletrônica de varrimento

9.3.1. Liga B

9.3.1.1. Composição química em percentagem atômica das zonas assinaladas para o bruto de vazamento da liga B

Zona	%C	%O	%Al	%Ti	%Fe
Z1	8,77	55,36	3,32	30,70	10,51

Zona	%C	%O	%Al	%Ti	%Fe
Z2	10,51	28,4	30,03	8,73	21,17

Zona	%C	%S	%Mn
Z3	36,07	30,36	33,08

Zona	%C	%Si	%Nb	%Ti	%Cr	%Fe
Z4	44,56	1,51	12,16	18,51	1,31	21,95

Zona	%C	%P	%Pb	%Cr	%Mn	%Fe
Z5	45,06	2,82	14,15	1,44	17,19	18,82

9.3.1.1. Composição química em percentagem atômica das zonas assinaladas para a amostra tratada termicamente da liga B (7B)

Zona	%C	%N	%Si	%Nb	%Ti	%Fe
Z1	8,88	50,87	0,51	0,5	31,37	7,85

Zona	%Si	%S	%Mn	%Fe
Z2	1,07	37,77	36,67	24,48

Zona	%Al	%S	%Ca	%Mn
Z3	2,37	49,78	1,71	59,46

Zona	%N	%Ti	%Fe
Z4	56,42	42,30	1,29

Zona	%O	%Mg	%Al	%Zr	%Ca	%Ti	%Fe
Z5	63,56	0,83	28,44	4,32	1,66	0,35	0,83

Zona	%O	%Al	%Zr	%Ca
Z6	59,20	37,45	0,75	2,59

9.3.2. Liga C

9.3.2.1. *Composição química em percentagem atômica das zonas assinaladas para o bruto de vazamento da liga C*

Zona	%C	%N	%Nb	%Ti	%Fe
Z1	5,05	59,61	0,39	33,9	1,45

Zona	%C	%Si	%S	%Mn	%Fe
Z2	15,45	0,75	35,31	38,44	10,06

Zona	%C	%Si	%Nb	%Ti	%Cr	%Fe
Z3	47,93	1,20	17,11	11,79	0,89	21,09

9.3.3. Liga H

9.3.3.1. *Composição química em percentagem atômica das zonas assinaladas para o bruto de vazamento da liga H*

Zona	%C	%N	%Nb	%Ti	%Fe
Z1	5,21	55,07	0,29	35,90	3,54

Zona	%Si	%S	%Ti	%Cr	%Mn	%Fe
Z2	1,43	30,90	1,20	1,49	33,62	31,36

Zona	%O	%Al	%Ti	%Fe
Z3	58,83	33,29	6,89	1,00

Zona	%N	%Al	%Ti	%Fe
Z4	56,44	1,20	39,27	3,08

